



Universidade de Brasília – UnB
Faculdade Gama/ Faculdade de Tecnologia Programa de Pós-Graduação em Integridade de
Materiais da Engenharia

PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO DE LIGA DE ALUMÍNIO AA6061
REFORÇADO COM DIFERENTES CONCENTRAÇÕES DE ESCÓRIA DE ALTO FORNO A COQUE
METALÚRGICO VIA METALURGIA DO PÓ

NÉLIO SCRIVENER FURTADO

ORIENTADOR: Dr. EMMANUEL PACHECO ROCHA LIMA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA

BRASÍLIA, dezembro de 2016

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.**

NÉLIO SCRIVENER FURTADO

**PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO DE LIGA DE ALUMÍNIO AA6061
REFORÇADO COM DIFERENTES CONCENTRAÇÕES DE ESCÓRIA DE ALTO FORNO A COQUE
METALÚRGICO VIA METALURGIA DO PÓ**

ORIENTADOR: Dr. EMMANUEL PACHECO ROCHA DE LIMA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA

**PUBLICAÇÃO: FGA.DM 43A/2016
BRASÍLIA/DF: DEZEMBRO/16**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.**

**PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO DE LIGA DE ALUMÍNIO AA6061
REFORÇADO COM DIFERENTES CONCENTRAÇÕES DE ESCÓRIA DE ALTO FORNO A COQUE
METALÚRGICO VIA METALURGIA DO PÓ**

NÉLIO SCRIVENER FURTADO

**DISSERTAÇÃO DE Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação em
Integridade de Materiais da Engenharia da Faculdade Gama e Faculdade de
Tecnologia da Universidade de Brasília, como parte dos requisitos
necessários para a obtenção do grau de Mestre em Integridade de Materiais
da Engenharia.**

APROVADO POR:

**Prof.Dr. Emmanuel Pacheco Rocha Lima
(Orientador)**

**Prof.Dr. Manuel Nascimento Dias Barcelos Júnior
(Examinador Interno)**

**Prof.Dr. Charles de Abreu Martins
(Examinador Externo)**

Brasília, 15/12/2016

FICHA CATALOGRÁFICA

FURTADO, NÉLIO SCRIVENER
PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO DE LIGA DE ALUMÍNIO AA6061 REFORÇADO COM DIFERENTES CONCENTRAÇÕES DE ESCÓRIA DE ALTO FORNO A COQUE METALÚRGICO VIA METALURGIA DO PÓ, [Distrito Federal] 2016. 2016, 104p. 210x297mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade dos Materiais da Engenharia, 2016).

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós- Graduação em Integridades de Materiais da Engenharia.

1.MATERIAIS COMPÓSITOS

2.ALUMÍNIO

3. ESCÓRIA DE ALTO FORNO

4.SINTERIZAÇÃO

I. FGA/FT/UnB

II. TÍTULO

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

FURTADO, NÉLIO SCRIVENER (2016). PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO DE LIGA DE ALUMÍNIO AA6061 REFORÇADO COM DIFERENTES CONCENTRAÇÕES DE ESCÓRIA DE ALTO FORNO A COQUE METALÚRGICO VIA METALURGIA DO PÓ. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da engenharia, Publicação 43A/2016, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília,DF, 104p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: NÉLIO SCRIVENER FURTADO

TÍTULO: PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO DE LIGA DE ALUMÍNIO AA6061 REFORÇADO COM DIFERENTES CONCENTRAÇÕES DE ESCÓRIA DE ALTO FORNO A COQUE METALÚRGICO VIA METALURGIA DO PÓ.

GRAU: Mestre ANO: 2016

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

NÉLIO SCRIVENER FURTADO

ENDEREÇO: RUA ROCHA POMBO, 82 VILA PASSOS (CENTRO)

CEP: 65.025-750, SÃO LUÍS, MA - Brasil.

nelio@ifma.edu.br

Dedico este trabalho ao meu pai **EDÉSIO**, a minha mãe **HENRIQUETA** e aos meus irmãos **HELIOMAR e EDÉSIO FILHO**, pois eles sempre acreditaram em mim, me ensinando a transformar dificuldades em oportunidades de aprender.

A minha esposa **RAFAELA** e aos meus filhos: **NAYARA, MAÍRA, VICTOR, RIQUELME e RAFAEL**.
E aos meus demais **IRMÃOS**.

AGRADECIMENTOS

A princípio, agradeço a **DEUS** por iluminar o meu caminho, concedendo-me força para seguir em frente e serenidade para acalmar o meu espírito nos meus momentos mais difíceis.

Quero registrar aqui os sinceros agradecimentos ao meu orientador, Prof. Dr. Emmanuel Pacheco Rocha Lima, que revelou o caminho certo a ser seguido na escolha do meu tema; e pelo apoio irrestrito, fundamental e necessário para a realização do presente trabalho, assim como, pela paciência, colaboração, orientação e pelo entendimento claro do seu significado e importância.

Aos meus queridos irmãos, sobrinhos, primos, afilhados e filhos que muito me incentivaram para a conclusão deste trabalho.

Aos professores e amigos: Daniel Rosa, Jorge Luiz, Cueva, Sandra e Palloma V. Muterlle pelos ensinamentos prestados.

Aos meus colegas de mestrado que foram companheiros durante o decorrer do período das aulas, em especial a Paulo Ximenes que sempre me incentivou, sendo parceiro para todos os momentos.

Aos funcionários da FT, SG9 e principalmente da Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia, pela atenção e consideração que sempre me foram dadas, principalmente quando atravessei problema de saúde.

Aos amigos, Prof. Pércles Furtado (IFMA - MONTE CASTELO), Prof. Pedro Cunha (IFBA), Prof. Rômulo Trindade (IFBA), estudante de Engenharia Erick (IFBA), aos téc. Carina e Yuri do IFBA pela colaboração e apoio durante o desenvolvimento do trabalho.

Aos meus colegas Professores do IFMA-Campus Açailândia, Janilson, Ismael, Jonathan e em especial ao Prof. Ywre Cristiano Magalhães que me informou sobre o mestrado da UnB.

SIDERÚRGICA ARCELORMITTAL (ES), nas pessoas dos Engs. Charles Martins e João Batista, pela orientação e doação da escória de alto forno a carvão coque metalúrgico.

SIDERÚRGICA GUSANORDESTE (MA), em especial ao Eng. Eliardo e ao Técnico do Laboratório de Metalurgia Hélio, pela moagem de materiais.

DIM CLAY SHOP, na pessoa do seu proprietário Eng. Eduardo, pela venda com muito sacrifício da liga em pó de alumínio AA6061.

Ao Dr. José Ribamar Ribeiro Castelo Branco, médico que me operou me encorajou e me incentivou nos momentos mais difíceis.

Enfim, gostaria de agradecer a todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho, a todos meus sinceros agradecimentos. As dificuldades não foram poucas, os desafios foram muitos, muitas vezes me senti só, o desânimo quis me contagiar, porém, a garra e a tenacidade foram mais fortes, sobrepondo os sentimentos pesados.

Agora, ao olhar para trás, a sensação do dever cumprido se faz presente. Aqui estou, como sobrevivente de uma longa batalha, porém, muito mais forte e hábil, com coragem suficiente para ir além. Muito obrigado meu padroeiro São José de Ribamar, obrigado Senhor meu Deus por tudo.

RESUMO

O principal objetivo deste trabalho é a obtenção de materiais compósitos de matriz metálica reforçado com subproduto da produção de ferro gusa frente à crescente preocupação com a preservação ambiental e a sustentabilidade. O compósito de matriz de liga de alumínio AA6061 reforçado com escória de alto forno a carvão coque foi obtido pela metalurgia do pó com variações volumétricas de partículas de reforço em frações de 5, 10 e 15%. Os pós foram misturados e compactados uniaxialmente em molde metálico com diferentes pressões (160, 320, 480, 640, 800 e 960 MPa). As amostras foram sinterizadas a 550 °C em forno tubular e em atmosfera inerte. Amostras da matriz sem reforço foi produzida com o objetivo de verificar, por comparação, a influência da adição de diferentes teores de reforço. O compósito obtido foi caracterizado fisicamente via densidade, mecanicamente através dos ensaios de dureza e flexão e microestruturalmente por meio de microscopia eletrônica de varredura. As medições de densidade e os ensaios mecânicos foram realizados antes e depois da sinterização. A influência da pressão de compactação na densificação do material também foi analisada antes e após a sinterização. Como resultado, os compósitos apresentaram uma distribuição homogênea das partículas de reforço e também uma melhoria progressiva nas propriedades mecânicas (resistência a flexão e dureza) com o incremento do teor de escória adicionado comparado ao material sem reforço obtido pelo mesmo processo, garantindo a viabilidade da aplicação do subproduto do alto forno no setor industrial.

Palavras-chaves: compósitos de matriz metálica de liga de alumínio, reforço particulado, metalurgia do pó, moagem de alta energia, escória de alto forno.

ABSTRACT

The main objective of this work is to obtain composite materials of reinforced metal matrix with by-product of pig iron works face of growing concern with environmental preservation and sustainability. The AA6061 aluminum alloy matrix composite reinforced with coke oven blast furnace slag was obtained by powder metallurgy with volumetric variations of reinforcing particles in fractions of 5, 10 and 15%. The powders were mixed and uniaxially packed in a metal mold at different pressures (160, 320, 480, 640, 800 and 960 MPa). The samples were sintered at 550 ° C in a tubular oven and in an inert atmosphere. Samples of the non-reinforced matrix were produced in order to verify, by comparison, the influence of the addition of different reinforcement contents. The obtained composite was physically characterized by density, mechanically through the hardness and flexure tests and microstructurally by means of scanning electron microscopy. Density measurements and mechanical tests were performed before and after sintering. The influence of the compacting pressure on the densification of the material was also analyzed before and after sintering. As a result, the composites presented a homogeneous distribution of the reinforcing particles and also a progressive improvement in the mechanical properties (flexural strength and hardness) with the increase of the added slag content compared to non-reinforced matrix by the same process, ensuring the viability of by-product of pig iron application in industrial sector.

Key-words: aluminum alloy metal matrix composites, particulate reinforcement, powder metallurgy, high energy milling, blast furnace slag.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Esquema de formação de um material compósito.....	6
Figura 2.2 - Crescimento relativo do uso de compósitos.....	7
Figura 2.3 - Comparação entre Aço, Alumínio e matérias compósitos.....	7
Figura 2.4 - Ilustração de esquema de combinações para matrizes de compósitos.....	8
Figura 2.5 - Esquema simplificado de classificação de compósito por reforço.....	9
Figura 2.6 - Geometria dos reforços utilizados nos CMM.....	10
Figura 2.7 - Possíveis rotas de fabricação dos CMM.....	17
Figura 2.8 - Apresenta um esquema de fundição pelo processo Osprey.....	18
Figura 2.9 - Esquema de infiltração sob pressão mecânica.....	19
Figura 2.10 - Esquema de infiltração por pressão a gás.....	20
Figura 2.11 - Processo convencional de metalurgia do pó.....	21
Figura 2.12 - Desenho esquemático da sinterização convencional de pós de alumínio.....	25
Figura 2.13 - Representação exibindo a influência das alterações de estado na estrutura do poro no decorrer do processo de sinterização.....	26
Figura 2.14 - Mecanismos de transporte de massa: 1) difusão superficial, 2) evaporação - condensação, 3) difusão em volume 4) difusão nos contornos de grão e 5) fluência plástica.....	28
Figura 2.15 - Influência da temperatura de sinterização nas propriedades dos materiais sinterizados.....	31
Figura 2.16 - Densificação dependendo da temperatura e do tamanho de partícula (finas = 1-10 µm, grossas = 50-200 µm), o tempo de sinterização e as densidades a verde permanecem.....	32
Figura 2.17 - Mecanismos de fraturas que os CMM reforçados por partículas podem apresentar.....	36
Figura 3.1 - Fluxograma processamento, fabricação e caracterização do compósito elaborado.....	40
Figura 3.2 - Desenho esquemático da Estrutura bidimensional formada na escória: a) Cristalina, b) Vítreas.....	42
Figura 3.3 - Balança de precisão Marte.....	44
Figura 3.4 - Prensa Hidráulica Hidrumon, modelo PH200.....	45
Figura 3.5 - Matriz de aço 4340.....	45
Figura 3.6 - Corpos de prova retangular produzido por compactação uniaxial.....	46
Figura 3.7 - Ciclo de sinterização para a temperatura de 550°C.....	47
Figura 3.8 - Forno tubular FORTELAB.....	47
Figura 3.9 - MEV.....	48
Figura 3.10 - Ensaio de resistência a flexão do corpo de prova de acordo com a Norma ASTM B312-MFPI Standard 15.....	51
Figura 4.1 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó da liga AA6061.....	55
Figura 4.2 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó da liga AA6061.....	55
Figura 4.3 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó de escória de alto forno a carvão coque.....	56
Figura 4.4 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó de escória de alto forno a carvão coque.....	56
Figura 4.5 - Gráfico da distribuição dos tamanhos de partícula para o pó da liga de alumínio AA 6061 determinada por peneiramento sequencial.....	57
Figura 4.6 - Gráfico da distribuição dos tamanhos de partícula para o pó da escória de alto forno a coque determinada por peneiramento sequencial.....	58
Figura 4.7 - Curva de compressibilidade para os compactados verdes (liga de alumínio + escória de carvão coque).....	61
Figura 4.8 - Imagem de MEV e resultado de EDS da liga de alumínio AA6061 sinterizada.....	63
Figura 4.9 - Imagem de MEV e resultado do EDS dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.....	64

Figura 4.10 - Imagem de MEV e resultado do EDS dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 10% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.	64
Figura 4.11 - Imagem MEV dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.	65
Figura 4.12 - Compressibilidade dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5, 10, 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.....	66
Figura 4.13 - Resultado da média e desvio do ensaio de dureza Rockwell H dos materiais produzidos	68
Figura 4.14 - Resultado de média e desvio do ensaio de flexão em 3 pontos dos materiais produzidos	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Tipos de reforços e matrizes mais comuns nos CMM	10
Tabela 2.2 - Propriedades do alumínio	12
Tabela 2.3 - Faixa de composição química da liga AA6061	13
Tabela 3.1 - Composição química da liga AA6061 (peso %)	41
Tabela 3.2 - Composição química da escória de alto forno a coque (peso %).....	42
Tabela 4.1 - Composição química do pó da liga de alumínio AA 6061 (peso %).....	58
Tabela 4.2 - Composição química da escória de alto forno a carvão coque (peso %).....	59
Tabela 4.3 - Massa Específica Teórica da Liga de Alumínio AA6061	59
Tabela 4.4 - Massa Específica Teórica da Escória de Alto Forno a Carvão Coque	60
Tabela 4.5 - Massa Específica Teórica do compósito Liga de Alumínio AA6061 +Escória de Alto Forno a Carvão Coque.....	60
Tabela 4.6 - Massa específica real da liga de alumínio AA6061 e dos compósitos com diferentes teores de escória de alto forno a carvão coque a verde.....	60
Tabela 4.7 - Massa Específica relativa a verde da liga de alumínio AA6061 e dos compósitos com diferentes teores de escória de alto forno a carvão coque a verde	61
Tabela 4.8 - Densidade relativa para diferentes pressões de compactação dos compósitos a verde..	61
Tabela 4.9 - Resistência à flexão dos materiais compactados a verde.	63
Tabela 4.10 - Densificação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.	65
Tabela 4.11 - Densificação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 10% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.	65
Tabela 4.12 - Densificação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.	66
Tabela 4.13 - Densidade relativa para diferentes pressões de compactação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5, 10, e 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizados..	66

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
AF	Alto Forno
ASM	Aerosospace Specification Metal
CMC	Compósito de matriz cerâmica
CMM	Compósito de matriz metálica
CMP	Compósito de matriz polimérica
CP	Corpos de prova
DL	Difração a laser
DRX	Difração de raios-X
DSC	Calorimetria diferencial de varredura
E	Módulo de Elasticidade
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de raios
LD	Convertedor Lins Donawitz
LR	Limite de Resistência
MAE	Moagem de alta energia
MEV	Microscopia ou Microscópio Eletrônico de Varredura
ML	Metal Líquido
MP	Metalurgia do pó
SiC	Carbeto de Silício

LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
°C	Grau Celsius
Al	Alumínio
Be	Berílio
Cu	Cobre
K	Grau Kelvin
P	Porosidade
t	Tempo
T	Temperatura
TT	Temperatura de transformação
ε	Deformação
ε_e	Deformação elástica
$\varepsilon_{e,or}$	Deformação reversível
σ/ε	Módulo de elasticidade
σ	Tensão

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.1 JUSTIFICATIVA	2
1.2 OBJETIVOS	3
1.2.1 Objetivo Geral	3
1.2.2 Objetivos Específicos	3
1.3 DESCRIÇÃO DO TEMA	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 COMPÓSITOS-CONCEITOS E GENERALIDADES	5
2.1.1 Classificação dos Compósitos	8
2.1.2 Interface Matriz-Reforço	11
2.1.3 Matriz e Reforço do Compósito de Matriz Metálica da Liga AA6061	12
2.2 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	12
2.3 ESCÓRIA	14
2.4 COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO (CMM-AI)	15
2.5 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DOS COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA	16
2.5.1 Processo Osprey	17
2.5.2 Fundição Convencional	18
2.5.3 Fundição sob pressão e infiltração sob pressão	18
2.6 METALURGIA DO PÓ	20
2.6.1 Metalurgia do pó para o Alumínio e suas ligas	21
2.6.1.1 Compósitos de matriz de alumínio fabricados por metalurgia do pó	22
2.6.1.2 Etapas do processo de fabricação por metalurgia do pó	22
2.6.1.2.1 Obtenção dos pós	22
2.6.1.2.2 Mistura e homogeneização	23
2.6.1.2.3 Compactação de pós	23
2.6.1.2.4 Sinterização	23
2.6.1.3 Aplicações dos compósitos de matriz metálica de alumínio por M/P	23
2.6.1.4 Vantagens e desvantagens da metalurgia do pó	24
2.7 CMM DE ALUMÍNIO REFORÇADOS POR PARTÍCULAS CERÂMICAS PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ	24
2.7.1 Pós de alumínio	25
2.7.2 Consolidação dos pós	25
2.7.3 Sinterização do compósito	26
2.7.5 Características mecânicas dos CMMAI/Particulado cerâmico	34
2.8.6 Características microestruturais dos CMM AI/Particulado Cerâmico	37

3.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	39
3.1	MATERIAIS	41
3.1.1	Liga Matriz.....	41
3.1.2	Reforço Cerâmico	41
3.2	METODOLOGIA	43
3.2.1	Peneiramento	43
3.2.2	Pesagem	44
3.2.3	Mistura dos pós	44
3.2.4	Compactação uniaxial dos pós	44
3.2.5	Sinterização	46
3.3	CARACTERIZAÇÃO	48
3.3.1	Caracterização das matérias primas.....	48
3.3.2	Caracterização das propriedades físicas dos compactados a verde.....	48
3.3.2.1	Densidade relativa a verde.....	48
3.3.2.2	Resistência a verde	50
3.3.3	Caracterização das propriedades físicas dos produtos sinterizados	51
3.3.3.1	Microestrutura	51
3.3.3.2	Densificação	51
3.3.3.3	Densidade relativa do corpo de prova sinterizado.....	52
3.3.3.4	Porosidade.....	53
3.3.4	Caracterização das propriedades mecânicas dos produtos sinterizados	53
3.3.4.1	Resistência à flexão em três pontos	53
3.3.4.2	Ensaio de dureza	53
4.	ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	54
4.1	CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS UTILIZADOS COMO MATÉRIAS-PRIMAS	54
4.1.1	Morfologia.....	54
4.1.2	Granulometria (peneiramento sequencial)	56
4.1.3	Composição química	58
4.2	CARACTERIZAÇÃO DOS COMPACTADOS VERDES	59
4.2.2	Densidade relativa a verde	59
4.2.3	Compressibilidade dos compactados verdes produzidos uniaxialmente	61
4.2.4	Resistência a verde dos compactados	62
4.3	CARACTERIZAÇÃO DOS PRODUTOS SINTERIZADOS	63
4.3.1	Microestrutura.....	63
4.3.2	Densificação.....	65
4.3.3	Densidade relativa e porosidade dos compósitos sinterizados	66

4.4 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS PRODUTOS SINTERIZADOS	67
4.4.1 Dureza Rockwell H	67
4.4.2 Resistência a Flexão	68
5. CONCLUSÕES	70
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	71
7. REFERÊNCIAS.....	72
8. ANEXOS.....	76
8.1 ANEXO I - GRÁFICOS DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLEXÃO EM 3 PONTOS DOS COMPÓSITOS	76

1. INTRODUÇÃO

O aumento da produção industrial traz consigo um grave problema, a disposição final ambientalmente adequada dos resíduos gerados. Os materiais recicláveis e biodegradáveis que não eram tão importantes no passado tornaram-se decisivos atualmente, não só pela oportunidade de reaproveitamento, mas também por agregarem valor e desempenho na engenharia de novos materiais.

A produção de ferro gusa, aço e a geração de escória em altos fornos e convertedores, por exemplo, resulta em atividades onde os riscos ambientais devem ser equacionados e minimizados, se não eliminados. Segundo a ArcelorMittal, indústria do ramo siderúrgico, hoje no Brasil cerca de 30% de todo o aço produzido é proveniente de reciclagem. O ciclo de reciclagem do aço gera novos aços que encontram aplicação em vários mercados (automotivo, embalagens, construção etc.), independente da origem da sucata.

Com a globalização, nos últimos anos a questão ambiental vem sendo amplamente discutida em todo o mundo por vários segmentos da sociedade e o interesse pela reciclagem dos resíduos industriais tem crescido cada vez mais. Este crescimento é impulsionado pela consciência ambiental da sociedade e pela legislação ambiental, cada vez mais exigente. Conforme dados do Instituto Aço Brasil, em 2014, 53% do consumo de energia elétrica das usinas foi suprida pela autogeração, sendo 43% em termelétrica e 10% em hidrelétrica. E as empresas do ramo investiram R\$ 1,2 bilhões em projetos de proteção ambiental, em ações que envolvem programas de conservação de energia, recirculação de água e reciclagem de aço.

Desta forma, é notório o investimento das indústrias na capacitação dos seus funcionários e na instalação de novas máquinas e equipamentos, com isso tem-se a eliminação da cultura do desperdício com a promoção de métodos adequados para a reciclagem dos resíduos gerados em seus processos produtivos, possibilitando, assim a redução de áreas degradadas pela disposição dos mesmos e a preservação dos recursos naturais.

Neste trabalho, realizou-se um estudo no sentido de utilizar a escória de alto forno a carvão coque, subproduto do processo de obtenção do ferro gusa, como reforço na liga de alumínio AA6061, proporcionando a escória mais um destino no que se refere ao seu aproveitamento, evitando dessa forma que venha a fazer parte dos integrantes dos resíduos industriais que agredem a natureza.

Por outro lado, existiu ainda o interesse no estudo do emprego da escória de alto forno de carvão a coque como partículas de reforço adicionadas a ligas de alumínio AA6061, por ser um material ainda pouco utilizado nesse ramo, podendo ser uma alternativa inovadora na produção de materiais compósitos de ligas leve.

O processo de fabricação empregado na produção do compósito cerne deste trabalho foi a metalurgia do pó, associada a moagem de alta energia e compactação uniaxial, seguida de sinterização; técnicas menos poluentes, uma vez que o baixo consumo energético e a reciclagem estão envolvidos em tais processos.

A técnica da metalurgia do pó apresenta inúmeras vantagens, dentre as principais estão: a viabilidade de fabricar ligas e materiais fora do equilíbrio, o baixo custo da produção, a simplicidade do processo de fabricação, a baixa taxa de desperdício, e o baixo impacto ambiental (Grupo Setorial de Metalurgia do Pó).

O desenvolvimento de materiais compósitos formados por alumínio (material largamente reciclável), como matriz, e escória de alto forno, como reforço, ligada a técnicas de produção menos degradáveis, tange boas oportunidades para o desenvolvimento industrial sustentável.

Diante do caráter inovador deste tipo de material, foi necessário realizar um estudo sobre as características, tanto da liga base AA6061, como dos seus compósitos particulados AA6061/escória, com diferentes concentrações, 5, 10 e 15% em peso de cada reforço por meio de uma tecnologia de moagem de alta energia (MAE) através de um moinho do tipo SPEX, acompanhado da compactação uniaxial a frio e sinterização em atmosfera inerte; para efeito comparativo, foram também fabricadas e analisadas amostras da liga de alumínio AA 6061 via metalurgia do pó sem reforço.

A pesquisa desenvolvida expõe ainda a preparação e estudo do processo de fabricação de compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçados com partículas de escória de alto forno a coque metalúrgico, e as caracterizações metalúrgicas e mecânicas do produto. A caracterização da microestrutura do sinterizado foi realizada por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura aliada a Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios – X(MEV/EDS), enquanto que a dureza RockWell e a Resistência à Flexão foi avaliada a fim de verificar o quão efetivo foi a incorporação dos reforços na preparação dos compósitos.

1.1 JUSTIFICATIVA

A importância do tema está diretamente ligada a necessidade de reaproveitamento de resíduos industriais como matéria-prima visando a diminuição da degradação ambiental, e a enorme demanda por novos materiais que apresentem desempenho superior aos cerâmicos, polímeros e metais que constituem a base da indústria moderna.

Em face desse contexto, o desenvolvimento de um material compósito que agrega alumínio (matriz) e escória de alto forno a carvão coque metalúrgico (reforço) em sua formulação, traduz um relevante salto na engenharia de materiais, visto que une a busca pelo aperfeiçoamento de características do alumínio, largamente manufaturado, com um resíduo ainda pouco utilizado e dotado de boas propriedades mecânicas.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral do trabalho é obter um compósito constituído de liga de alumínio AA6061 e escória de alto forno a carvão coque metalúrgico, matriz e reforço respectivamente, e realizar as caracterizações metalúrgicas e mecânicas do produto final, analisando alguns parâmetros das técnicas de processamento e a viabilidade de seu emprego industrialmente.

1.2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do trabalho são:

- Analisar os parâmetros de processo (teor de reforço utilizado e pressão de compactação) na qualidade do compósito;
- Examinar a viabilidade técnica da metalurgia do pó como processo de fabricação dos compósitos da liga de alumínio AA6061 reforçado com escória de alto forno a carvão coque metalúrgico, comparando com o processo convencional de fusão;
- Analisar os efeitos do uso de escórias de alto forno a carvão coque metalúrgico como reforço de alumínio em um compósito metálico;
- Estudar e aplicar os ensaios de caracterização mecânica e microestrutural;
- Estabelecer relações qualitativas entre variáveis de processo e a qualidade do produto.
- Verificar a melhoria da dureza e da resistência à flexão da liga de alumínio AA6061 reforçada com diferentes frações mássicas de escória de alto forno a carvão coque.

1.3 DESCRIÇÃO DO TEMA

A fase inicial do trabalho se dá pelo entendimento acerca dos materiais compósitos, de seus componentes (alumínio e escória), e das técnicas de fabricação aplicadas e suas variáveis.

Em seguida, faz-se a aplicação da teoria estudada, onde é descrito o procedimento experimental, os métodos e equipamentos que levaram a concepção das amostras, e ainda as análises aplicadas.

Por fim, são relatadas as discussões e os resultados obtidos acerca das variáveis analisadas, bem como a melhoria das propriedades mecânicas do material e a viabilidade de seu emprego na indústria.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Na literatura a qual serviu de base para o estudo não foram encontradas informações específicas referentes ao uso de escória de alto forno como reforço particulado em matriz metálica para formação de compósito, por ser um material de tecnologia inovadora. Em função deste fato, às mudanças nas propriedades do material em estudo serão comparadas às propriedades e microestrutura de compósitos de ligas alumínio reforçado com partículas de TiCN e SiC produzidos por metalurgia do pó.

2.1 COMPÓSITOS-CONCEITOS E GENERALIDADES

O conceito de compósito é muito versátil. Compósitos são caracterizados comumente, como materiais heterogêneos contendo pelo menos duas fases distintas, de modo que uma das fases aparece contínua sendo denominada de matriz e a outra é chamada de reforço, e se apresenta na forma de fibras, partículas e “whiskers” (CHAWLA, 1993). Conforme (ROSSI, 1998), estes podem ser descritos como uma combinação entre materiais que são dotados de diferentes propriedades e insolúveis entre si, neste caso o desempenho específico dos compósitos deve ser superior aos materiais base.

RAO (1998) relata que a princípio, os compósitos foram criados como uma alternativa para obter materiais de elevadas resistências e módulo elástico em relação a maioria dos metais. Desta forma, considera-se que são as qualidades da matriz as incrementadas, ao se incorporar outro constituinte que resulte no material compósito.

Muitos materiais, artificiais ou naturais, podem ser caracterizados como compósitos o que traz certa complexidade na descrição deste material. Em outro conceito um sistema material constituído de duas ou mais fases, cujas propriedades e funcionamento mecânico são projetados para serem superiores aos dos integrantes atuando independentemente, também é dito compósito. Uma das fases é habitualmente descontínua ou dispersa, apresenta maior dureza e resistência e é rotulado de reforço, enquanto que a fase menos dura, dotada de menos resistência e contínua é chamada de matriz. Em alguns casos, devido a relações químicas ou outros efeitos de processo do material, passa a existir uma fase adicional entre a matriz e o reforço, denominada interface ou interfase. (DANIEL, 1994)

Nesse sentido, torna-se indispensável complementar esses conceitos expondo que:

1. O compósito exibe uma estrutura constituída com alguns elementos ligados; é um material demasiado útil na fabricação de componentes dos mais variadas formatos.

2. O material compósito fundamenta sua geração no arranjo físico de no mínimo dois materiais já existentes; o que os diferencia de materiais polifásicos, como exemplos os aços e os ferros fundidos, onde uma ou mais fases geram uma transformação.

Na prospecção de materiais compósitos, os engenheiros e os cientistas cumina inúmeros metais, cerâmicas e polímeros, a fim de produzir uma nova geração de materiais extraordinários. A intenção por parte da criação dos compósitos é em maior parte melhorar combinações de características mecânicas, tais como a rigidez, a tenacidade e as resistências as condições do ambiente e às temperaturas elevadas.

Conforme ressalta CALLISTER (2008) a maioria dos materiais compósitos possui somente duas fases; uma é denominada **matriz**, que é contínua e envolve a outra fase, chamada com frequência de **fase dispersa**. As características dos compósitos são em função das propriedades das fases constituintes, das quantidades relativas e da geometria da fase dispersa. Entende-se por geometria, a distribuição, a forma, o tamanho e a orientação dessas partículas. A figura 2.1 exibe um esquema de formação de um material compósito.

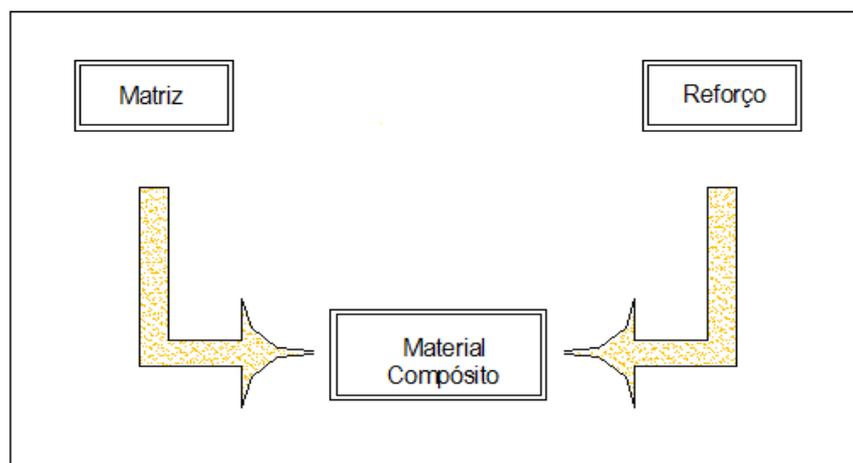


Figura 2.1 - Esquema de formação de um material compósito.
Fonte: Autor

Sendo assim, o tema ganha relevância tendo em vista que nessa perspectiva, como afirma GIBSON (1994), a qualidade notória dos compósitos é, principalmente, o fato de admitirem uma grande flexibilidade de projeto. Com isso, por meio de uma apropriada seleção da matriz, do reforço, da orientação, da distribuição espacial do reforço e da proporção relativa entre a matriz e o reforço, o projetista tem a possibilidade de preparar determinado material em função dos requisitos específicos do projeto solicitado. Tal fato fez com que a aplicação de materiais compósitos crescesse exponencialmente nas últimas décadas, como ilustrado na figura 2.2.

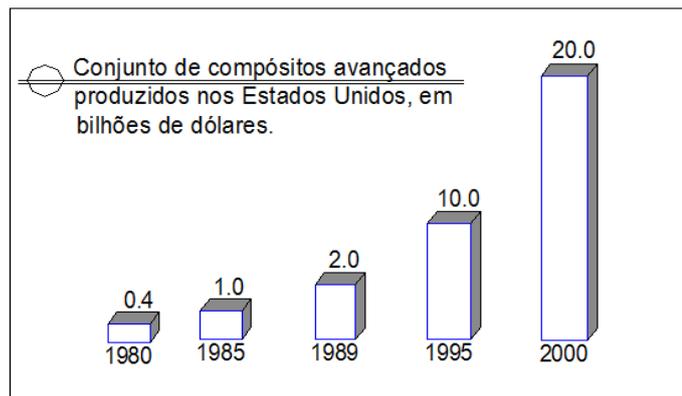


Figura 2.2 - Crescimento relativo do uso de compósitos.
 Fonte: Aquino, 2003 (adaptado)

A figura 2.3 ilustra uma relação entre os materiais mais aproveitados em engenharia, como o aço e alumínio, com os materiais compósitos. É visível que os compósitos possuem um vasto campo de aplicação em função das suas propriedades superiores, como a elevada resistência mecânica e rigidez específica, e melhores propriedades à fadiga.

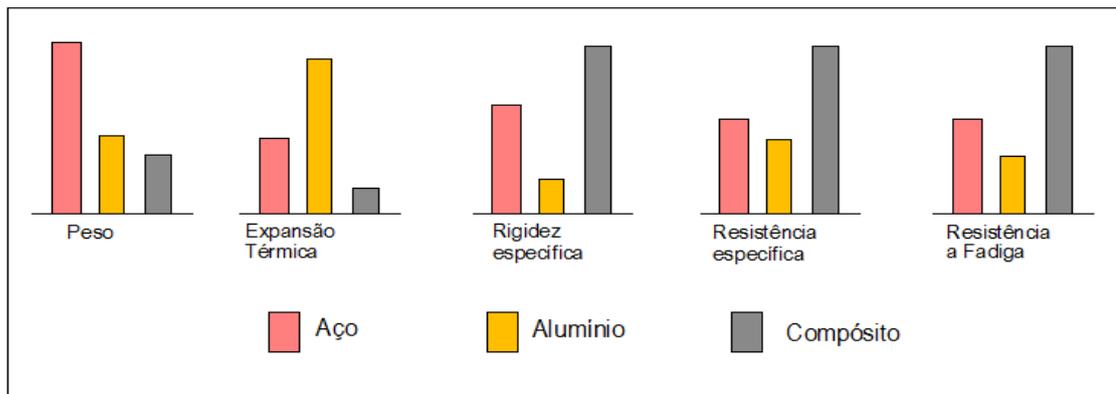


Figura 2.3 - Comparação entre Aço, Alumínio e matérias compósitos
 Fonte: Aquino, 2003 (adaptado)

Como efeito da observação das figuras 2.2 e 2.3, conclui-se que os materiais compósitos trazem um grande potencial de aproveitamento. Além disso, espera-se o crescimento de seu uso em razão da enorme variedade em suas propriedades, viabilizando à conformação de cada compósito as necessidades específicas de cada componente. Tal aspecto é um grande benefício se comparado aos materiais monolíticos convencionais.

Diferentes tipos de compósitos são mostrados de maneira genérica na figura 2.4. A figura ilustra parte da filosofia dos compósitos; a partir de um dos vértices do triângulo em direção a um dos outros dois pode-se ter, conforme se acrescenta maiores ou menores quantidades do elemento do

outro vértice, um comportamento mais semelhante desse outro material de partida. (MOURISCO 1995)

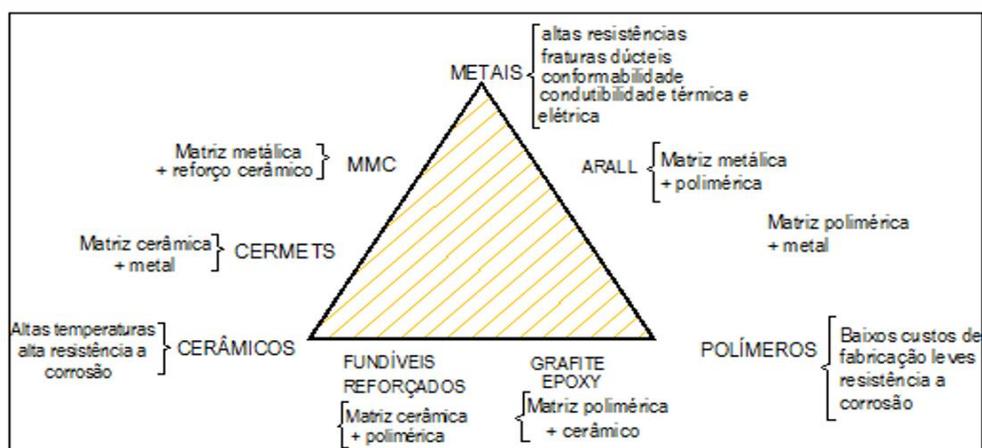


Figura 2.4 - Ilustração de esquema de combinações para matrizes de compósitos
Fonte: Mourisco, 1995.

2.1.1 Classificação dos Compósitos

MOURISCO (1995) diz: “Compósitos são determinados com relação aos tipos de matrizes que apresentam e são classificados em CMM's (Compósitos de Matriz Metálica), CMP's (Compósitos de Matriz Polimérica) e os CMC's (Compósitos de Matriz Cerâmica)”. Inseridas em cada uma dessas classificações, existem outras subclassificações, como por exemplo, os CMM's podem ser divididos em contínuos ou não, ou ainda quanto ao reforço, que pode ser cerâmico ou metálico.

Compósito de Matriz Metálica, designado neste trabalho por CMM, são os materiais em que no mínimo um de seus constituintes é um metal ou liga metálica formando uma base, de maneira que o outro componente, o reforço esteja encravado no primeiro. Como exemplos de matrizes temos: alumínio, magnésio, titânio; e de reforço: alumina, carbetto de silício, fibras de aço, partículas de grafite, etc. Nesse trabalho especificamente será utilizada a escória de alto forno produzida por coque metalúrgico como reforço, e a liga de alumínio AA 6061 como metal base.

O reforço é extremamente importante para a caracterização dos compósitos e existem várias classificações desses constituintes. Nesse contexto, para DEGISTER (1997), os reforços podem ser divididos em dois grandes conjuntos: fibras e particulados, de modo que as fibras podem ainda ser divididas em contínuas e descontínuas. Já o reforço é qualificado pela composição química, fração volumétrica, formato, dimensões e distribuição espacial dentro da matriz.

Conforme DANIEL (1994), as fibras longas caracterizam o material de reforço contínuo. As fibras podem ser unidirecionais, em ângulo reto umas com as outras ou orientadas aleatoriamente. Quando orientadas aleatoriamente, pode-se julgar o material quase isotrópico. O reforço descontínuo é composto por elementos individuais fixados na matriz, dentre eles particulados, fibras curtas,

whiskers. Eles podem ser direcionados (marcadamente anisotrópicos) ou aleatórios (quase isotrópicos). Através de um esquema simplificado, a figura 2.5 apresenta a classificação dos compósitos por tipos de reforço.

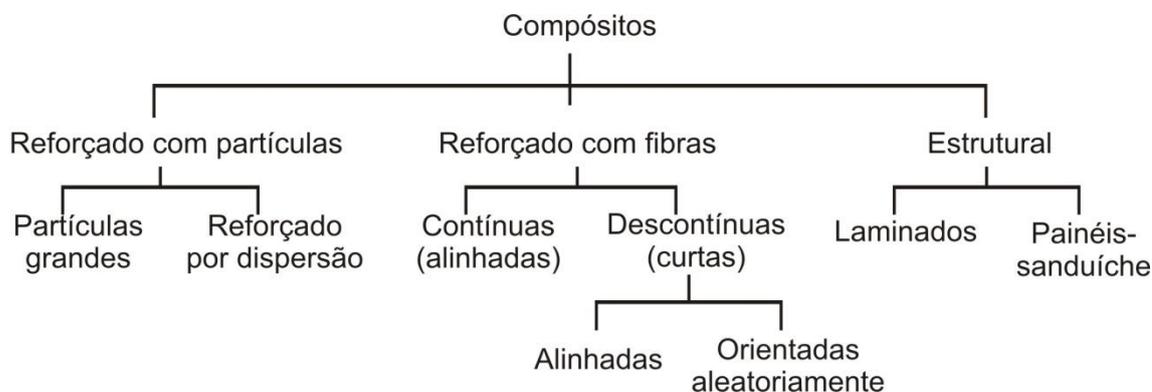


Figura 2.5 - Esquema simplificado de classificação de compósito por reforço
Fonte: Callister, 2008.

De acordo MOURISCO (1995), a classificação dos reforços pode ser feita em: contínuos, que é o caso das fibras longas com diâmetro entre 3 e 200 μm e comprimento como desejados; descontínuos, que são geralmente fibras curtas com dimensões da ordem de 10 μm de *whiskers* que têm diâmetros médios entre 0,1 a 0,5 μm e comprimentos de 20 a 100 μm ; ou de partículas, com tamanhos variando de 0,1 a 50 μm . Essas representações podem ser vistas esquematicamente na figura 2.6.

Ainda acerca dos reforços, Milliére (1988) e Mourisco(1995) afirmam que as frações volumétricas empregadas em cada um desses reforços dependem do tipo de processo de fabricação que o compósito será submetido e das propriedades mecânicas que se almeja. Desta forma, o tema ganha relevância quando Milliére examinando CMM de alumínio, relata que ao se utilizar uma quantidade superior a 20% do volume de partículas de SiC a viscosidade aumenta de tal maneira, que o processo de fundição é inviabilizado.

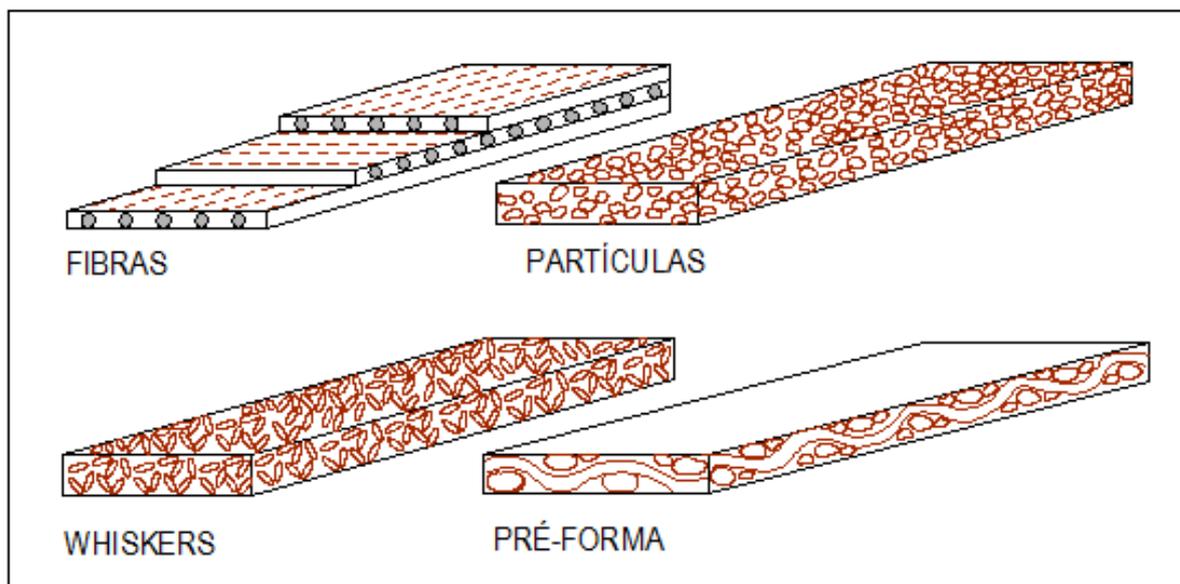


Figura 2.6 - Geometria dos reforços utilizados nos CMM
 Fonte: Mourisco,1995 (adaptado)

Entre os reforços mais comuns, encontram-se os cerâmicos com elevado destaque para o carbono, os carbetos (SiC,WC,TiC), os óxidos (Al₂O₃,SiO₂), os boretos e nitretos, por conta de suas satisfatórias características de módulo de elasticidade e dureza (ASTHANA, 1998, ROSSI, 1998). Os CMM reforçados com material cerâmico são capazes de atingir temperaturas limite de operações elevadas, maior resistência à fluência, maior resistência mecânica e tenacidade, maior estabilidade térmica, maior resistência ao desgaste, se comparados a materiais sem a presença do reforço (GORDO, 2000).

A tabela 2.1 mostra de maneira esquemática os reforços e as respectivas matrizes que vem sendo utilizados no caso do CMM.

Tabela 2.1 - Tipos de reforços e matrizes mais comuns nos CMM

MATRIZ	REFORÇO	FORMA
Al, Mg, Ti, Cu	Carbeto de Silício	Fibras contínuas, whiskers, partículas
Al, Mg	Alumina	Fibras contínuas e descontínuas
Al, Ti (fibras recobertas)	Boro	Fibras contínuas
Al, Mg, Cu	Carbeto de Boro	Partículas
Al, Mg, Cu	Grafite	Fibras contínuas
Ti, Cu	Carbeto de Titânio	Partículas
Cu	Nióbio, Titânio	Fios
Superligas	Tungstênio	Fios

Fonte: Mourisco, 1995 (adaptado).

As principais atribuições desempenhadas pelo reforço junto a um CMM são:

- Beneficiar uma adequada aderência com a matriz, garantindo a transferência de cargas para aguentar as tensões que são exercidas sobre o material compósito (MANOHARAN, 1999, XU, 1999);
- Acrescer desempenho as características mecânicas da matriz (resistência, rigidez), dureza e resistência ao desgaste (ASTHANA, 1998);
- Evitar ou reter o desenvolvimento das trincas no material compósito e a geração das fissuras (RABIEI, 1996).
- Aumentar a resistência das ligas em seu uso a altas temperaturas de trabalho;

2.1.2 Interface Matriz-Reforço

ASTHANA (1998) assinala que a interface matriz-reforço exerce um importante papel no comportamento do material compósito, pois a transferência de carga incide nesta região, uma vez que a interface é a região de ligação entre a matriz e o reforço. Segundo (MANOHARAN, 1999) a interface matriz-reforço constitui-se em local de geração de discordância no decorrer dos processos de deformação plástica e alterações térmicas.

Os requisitos fundamentais da interface são: possuir tenacidade moderada, para que a interface atue como amortecedor mecânico resguardando a fibra de trincas originárias da matriz que se alastrem em sua direção; e boa resistência mecânica, para transferir a carga da matriz ao reforço sem que haja fratura (CARACOSTAS, 1997).

SATER (1994) também destaca que as particularidades da interface entre a matriz e o reforço são decisivas no comportamento do produto final, pois acrescentam as propriedades mecânicas finais do compósito. O beneficiamento da rigidez e da resistência vem acurado pela capacidade de transmissão de carga através da interface.

Os parâmetros essenciais para alcançar uma interface “ideal” são:

- A molhabilidade entre a matriz e os elementos de reforço deve ser perfeita, em métodos de conformação por fusão (RAO,1998). Neste caso, interfere a natureza termodinâmica dos distintos elementos e em especial suas energias superficiais (SATER, 1994).
- Deve haver forças de adesão satisfatoriamente fortes para conduzir os esforços matriz ao reforço (SATER, 1994).
- As junções devem ser estáveis no tempo e, principalmente, na faixa de temperatura de utilização do material compósito.
- Deve haver a redução nas zonas de reação interfacial de modo que não afete a natureza dos elementos de reforço (DAS, 1997).
- Os coeficientes de dilatação térmica da matriz e dos reforços devem ser parecidos para restringir os efeitos de tensão interna através da interface, sobretudo, ao se utilizar o compósito em altas temperaturas (DAS, 1997).

2.1.3 Matriz e Reforço do Compósito de Matriz Metálica da Liga AA6061

Para que haja um melhor entendimento deste trabalho, será necessária a apresentação de alguns detalhes abordando tanto a matriz quanto o reforço particulado do compósito a ser pesquisado. Forma de obtenção, análises químicas, propriedades e etc., tanto da liga de alumínio em pó quanto da escória de alto forno a coque metalúrgico; são informações imprescindíveis para uma melhor compreensão com relação à escolha desses materiais para a preparação do compósito pretendido.

O compósito em evidência neste trabalho tem como matriz a liga de alumínio em pó AA6061, metal que graças as suas características exclusivas, agrega performance aos processos, garantindo maior rentabilidade para suas operações. Já o reforço utilizado foi a escória de alto forno a coque, resíduo da indústria siderúrgica.

2.2 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio é o metal mais abundante no âmbito mundial. Conforme destaca LIMA (2002) ele se faz presente numa grande e diversificada parcela da indústria, devido apresentar grandes combinações de propriedades físico-químicas, aliadas a possibilidades de obter uma vasta diferença nas propriedades mecânicas decorrentes do controle da composição química, processamento e tratamentos térmicos associados. Ainda conforme LIMA (2002), o alumínio apresenta baixo peso específico, alta resistência à corrosão mesmo quando exposto a uma larga variabilidade de meios corrosivos. Apresenta também boa condutibilidade térmica e elétrica, boa tenacidade, alta resistência a baixas temperaturas e excelente conformidade. Todas as características e vantagens citadas têm atraído o interesse de pesquisadores em aplicar os sistemas intermetálicos à base de alumínio em aplicações tecnológicas (RAJAN et al., 2008; WANG et al.2008).

Algumas propriedades físicas, mecânicas, e térmicas do alumínio puro estão exibidas na tabela 2.2. As aplicações do alumínio e suas ligas vão desde o campo de embalagens, a construção civil e transporte (IAI, 2014).

Tabela 2.2 - Propriedades do alumínio

Densidade (Kg/m ³)*	Condutividade elétrica (%I.A.C.S.)*	Condutividade térmica a 25°C (Cal.cm ⁻¹ . °C ⁻¹)*	Calor específico médio 0 - 100 °C (J.Kg ⁻¹ . °C ⁻¹)**	Calor latente de fusão (KJ.Kg ⁻¹)**
2700	61	0,53	940	388
Ponto de fusão (°C)*	Módulo de elasticidade (GPa)*	Constante de Poisson**	Dureza (HB)**	Tensão de ruptura (Mpa)**
660	70	0,33	17 - 20	230 - 570

Fonte: *ABAL, 2007; **ASM 2010 (adaptado)

Segundo Nunes (2010) o processo de obtenção do alumínio se dá basicamente por duas etapas: Primeiro a **obtenção da Alumina** que ocorre normalmente pelo processo Bayer, onde a bauxita é tratada com soda cáustica em temperatura de até 170°C nas chamadas refinaria de bauxita. Em seguida, em unidades chamadas de redução, ocorre a **eletrólise ígnea da Alumina**, com obtenção do alumínio pela eletrólise do óxido na presença de fundente.

Através de atomização é possível disponibilizar o pó de alumínio em várias faixas de granulometria e pureza. O pó de alumínio atomizado e recoberto demonstra dificuldade em se dispersar pela atmosfera, o que reduz riscos de acidentes. Os produtos derivados do pó de alumínio trazem propriedades físicas e químicas que atendem as exigências de uma grande multiplicidade de aplicações, sejam eles produtos químicos, refratários, metalúrgicos, explosivos, etc. Alcoa (2014).

Liga AA6061

A liga de alumínio AA6061 é largamente utilizada nos estudos dos AI-CMMs. A liga AA6061 não possui elevada resistência mecânica, contudo, o benefício decisivo na sua escolha para diversas aplicações tecnológicas, é sua excelente conformabilidade (LEE, 2000). Por meio de tratamento térmico, essa liga pode ter sua resistência melhorada, pois oferece sensibilidade ao endurecimento por envelhecimento (MEIJER, 2000).

Conforme a Aerospace Specification Metal (ASM) as principais aplicações para a Liga AA6061T6 e AA6061 T651 são:

- - Acessórios de aeronaves;
- - Pistões de freio;
- - Acessórios na indústria marítima;
- - Pistões hidráulicos;
- - Acessórios e conectores elétricos;
- -Quadros de bicicletas;

Os principais elementos que compõem a liga de alumínio AA6061 são o magnésio e o silício. A tabela 2.3 exibe faixa de composição química da liga AA6061.

Tabela 2.3 - Faixa de composição química da liga AA6061

Elemento químico	Composição (%)
Al	96,54
Si	0,4 -0,8
Fe	0,2
Cu	0,15 – 0,4
Mn	0,15
Mg	0,8 -1,2
Cr	0,04 -0,35
Zn	0,25
Ti	0,15

Fonte: ABAL, 2004 (adaptado)

Quando obtida por atomização, a liga AA6061 oferece uma morfologia predominantemente esférica, típica do processo. A microestrutura da partícula atomizada exibe uma fina estrutura dendrítica, resultado do resfriamento veloz que estas partículas são submetidas no decorrer do processo (FOGAGNOLO, 2000).

O processo de moagem - que consiste em transformar as partículas esféricas em partículas com uma morfologia equiaxial, por meio de sucessivas etapas de soldagem e fratura pode modificar sensivelmente as características da liga AA6061 atomizada. (KO, 1999).

2.3 ESCÓRIA

O processo de produção em uma siderúrgica origina subprodutos ou resíduos sólidos. As escórias podem ter suas procedências no alto forno, aciaria LD, forno elétrico e do forno-panela. Essenciais para o refino do aço, sendo indispensáveis para a absorção dos elementos indesejáveis à formação do aço, também atuam no isolamento do banho da atmosfera, evitando assim, a reoxidação do ferro e a perda da temperatura. Um claro exemplo do processo é no alto forno onde, durante a redução, o minério de ferro é submetido a temperaturas elevadas e as impurezas contidas na carga são separadas do metal fundido e extraídas sob a forma de escória. Da mesma maneira, durante o refino do aço (forno elétrico, conversor LD, ou forno-panela), as impurezas são separadas por meio da geração da escória.

A separação da escória da fase metálica ocorre devido à diferença de densidade e a imiscibilidade entre as duas fases. Dessa forma, a escória é eliminada invariavelmente na forma líquida, sendo destinada em sequência para a etapa de solidificação. Conforme o tipo de solidificação, a escória assume diferentes características, o que implica, portanto, em empregabilidades distintas.

As escórias são compostas por óxidos, como SiO_2 , CaO , Al_2O_3 e MgO , e silicatos como FeO.SiO_2 , CaO.SiO_2 e MnO.SiO_2 , embora haja variação nas concentrações a composição química dos variados tipos de escória basicamente é formado por estes óxidos, este material comumente considerado com co-produtos, pois em uma siderúrgica são os resíduos com maior volume de geração.

NASCIMENTO (2003) afirma que o termo “escória” é empregado para materiais fundidos advindos de reações químicas entre a matéria prima e as impurezas oxidadas durante o refino do metal, assumindo como função principal a tarefa de agregar as impurezas do processo, apartando-as dos metais.

Tipos de escória siderúrgica:

Segundo PRADO (2001) existem basicamente dois tipos de escórias nas siderúrgicas, sendo elas a de alto forno a carvão (coque/carvão vegetal) e escória de aciaria.

Escória de Alto Forno: escórias formadas pela fusão das impurezas do minério de ferro (hematita ou outro), em conjunto com a inserção de fluxantes (calcário e dolomita) e as cinzas do carvão provenientes das reações químicas de combustão no alto forno.

Escória de aciaria: formada a partir do resfriamento da escória líquida, proveniente da aciaria, que é depositada no pote de escória e conduzida até um pátio, onde é resfriada. Considerada como um co-produto decorrente do processo de fabricação e refino do aço em convertedores, a escória de aciaria traz como características principais ser expansível e constituída de muitos óxidos, tais como CaO, MgO, Al₂O₃ e P₂O₅.

2.4 COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA DE ALUMÍNIO (CMM-AI)

Os compósitos de matriz metálica (CMM) especificamente os de Al e suas ligas, atualmente traduzem a grande maioria no mercado de compósitos de matriz metálica. Além do metal base, as ligas de alumínio contêm outros elementos, denominados componentes de liga ou como impurezas.

É cabível citar (Yoshimura, 1994, Apud Mourisco, 1995) em trabalhos com compósito de matriz metálica:

O compósito de matriz metálica, em geral, consiste de pelo menos dois componentes um obviamente é a matriz metálica e o segundo o reforço (em geral, um componente intermetálico, um óxido, um carboneto ou um nitreto, podendo também ser outro metal). A diferença entre os CMM (compósito de matriz metálica) e as ligas de duas ou mais fases está na forma de obtenção. Na produção do compósito, a matriz e o reforço são misturados juntos, distinguindo das ligas de duas ou mais fases, onde uma segunda fase é formada através de uma reação eutética ou eutetóide.

Em outras palavras o CMM é um material obtido por uma mistura mecânica de fases, o que a diferencia da liga convencional obtida por solidificação ou reação no estado sólido como previsto no diagrama de fases. Isto possibilita a adição de diversos materiais em quaisquer frações volumétricas, formas e tamanhos com diferentes arranjos espaciais na matriz metálica. Esta grande flexibilidade microestrutural permite projetar um CMM com propriedades desejadas e únicas, lançando-se mão da conjugação das propriedades dos materiais que o compõe (YOSHIMURA, 1994).

Segundo XU (1999) os benefícios obtidos pelos CMM-AI em substituição às ligas ferrosas são especialmente o aumento de desempenho e a redução de peso. Tais materiais tiveram seu uso

ampliado na engenharia, principalmente no setor de transporte, na indústria automobilística e aeronáutica MEIJER (2000).

De acordo com LIMA (2002) as ligas de alumínio são frequentemente classificadas em dois grupos: as ligas de alumínio não tratáveis e as tratáveis termicamente. As ligas que se destacam são as da série 2XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX, por serem ligas versáteis, permitindo o emprego de diferentes técnicas na indústria metal-mecânica moderna o aumento da resistência mecânica, obtido por meio de tratamento térmico ou termomecânico possibilita também diferentes tipos de combinações entre o reforço e a matriz.

Segundo NAVAS (1999) e MATAIX (1999) os CMM-Al, a escolha do tipo de matriz possui um papel significativo na determinação das propriedades finais dos compósitos. A matriz do compósito e posteriormente os tratamentos térmicos aos quais os materiais serão submetidos influenciam intensamente no comportamento frente a corrosão e nas propriedades de ductilidade, tenacidade e fratura dos materiais (ASTHANA, 1998).

2.5 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DOS COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA

CORNIE (1989) e MOURISCO (1995) delineando um paralelo entre os processos de fabricação basilares dos CMM de alumínio, ressaltam dois principais processos: Via Metal Líquido (M/L) (*compocasting*, *squeeze-casting* e infiltração) e Via Metalurgia do Pó (M/P). Contudo, tal classificação não pode ser adotada como rígida, pois existem muitas variações de processo que em boa parte dos casos os tornam complementares, como no caso de insertos fabricados por metalurgia do pó alojados dentro de peças fundidas.

Outros autores analisam os processos de fabricação do CMM-Al em três métodos: Metalurgia do Pó (M/P) acompanhada de forjamento ou outros processamentos termomecânicos; Fundição, seguido de *thixoforming* ou *squeeze-casting* dentro de moldes com configurações definidas, por compactação dinâmica de líquidos; ou então via fundição por spray (ou processo osprey), a figura 2.7 apresenta as possíveis rotas para fabricação dos CMM.

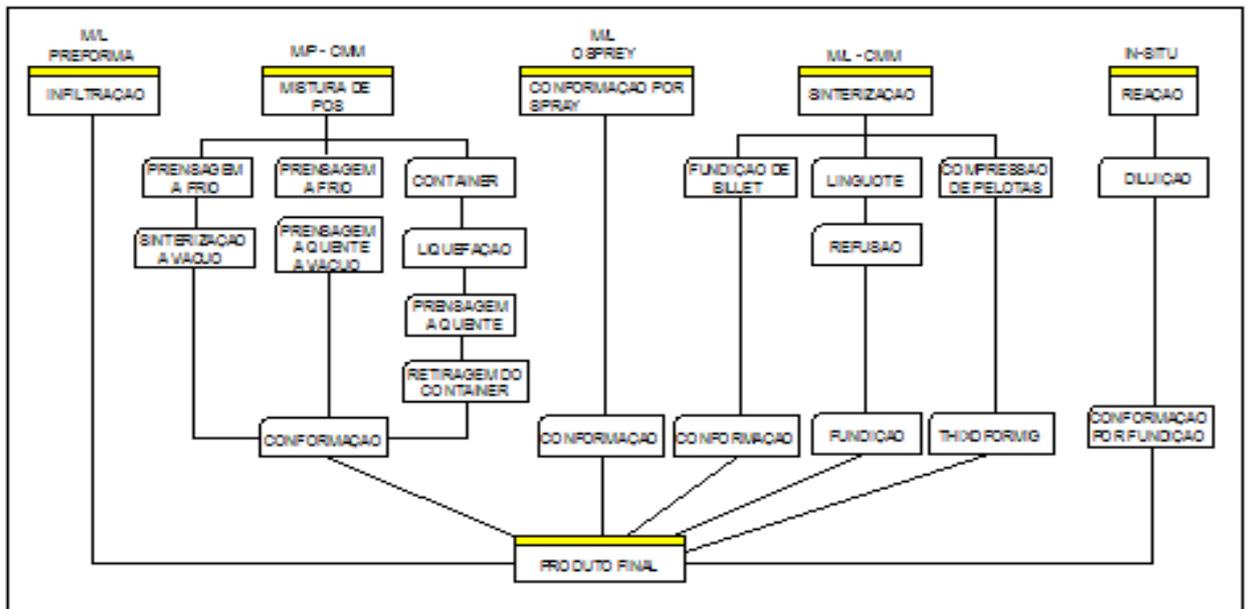


Figura 2.7 - Possíveis rotas de fabricação dos CMM
 Fonte: Mourisco, 1995 (adaptado)

2.5.1 Processo Osprey

Osprey Metals LTD (Neath, Reino Unido) criou o processo de pulverização na década de 80. É uma técnica para a concepção de material bruto pelo direcionamento de um fluxo atomizado de metal líquido sobre um coletor parte interna de uma câmara fechada. Esses processos são rotulados genericamente por “processos Osprey”. A ALCAN implantou uma adequação desse sistema para a fabricação de CMM, pela injeção simultânea de partículas cerâmicas, embora com sucesso comercial restrito (DANIEL,1994). O sistema é versátil e apresenta a possibilidade de produtos acabados ou semiacabados e também pode ser empregue para recobrimento superficial. Embora seja um processamento com a matriz no estado líquido, a velocidade de solidificação na superfície coletora é bastante rápida, impedindo as reações indesejáveis entre a matriz e o reforço. A flexibilidade é o ponto forte desse processo, uma vez que é possível se produzir compósitos “in situ” pelo uso de dois pulverizadores, ou o reforço pode ser assentado em camadas (LINDROOS,1995). A figura 2.8 expõe um esquema de fundição pelo processo Osprey.

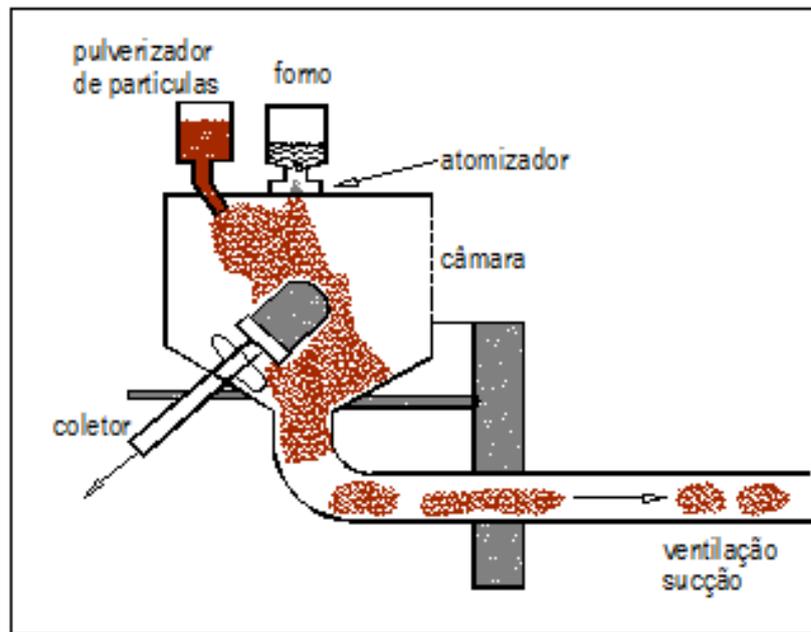


Figura 2.8 - Apresenta um esquema de fundição pelo processo Osprey
 Fonte: Clyne, 1993 (adaptado).

2.5.2 Fundição Convencional

MOURISCO (1995) alega que nos processos via metal líquido o reforço pode ser dissipado no interior do banho sob agitação, e agitado também no decorrer do processo de solidificação com o intuito de impedir o desenvolvimento de aglomerados. Esse método traz algumas desvantagens, tais como o fato de não produzir lingotes grandes por conta das segregações enormes que seguramente ocorrerão e a restrição na fração volumétrica de partículas que podem ser acrescentadas e que elevam muito a viscosidade do metal líquido o que atrapalha o vazamento.

2.5.3 Fundição sob pressão e infiltração sob pressão

O termo "fundição sob pressão" é usado para referenciar os processos nos quais a pressão é imposta a um sistema em solidificação. Muitas tecnologias empregadas na produção de compósitos por infiltração são oriundas de técnicas industriais já consagradas de fundição sob pressão de metais e suas ligas, tipicamente alumínio e magnésio (MICHAUD, 2001). A diferença básica entre estes e a fundição convencional, por pressão em moldes, é que a pressão permanece no decorrer da solidificação, deformando a estrutura dendrítica e compensando a contração por conta do resfriamento. Além disso, o movimento do cilindro compressor é mais demorado, e as pressões são mais altas do que na fundição convencional (CLYNE, 1993).

Na técnica de infiltração sob pressão, o ponto inicial é um pré-formado feito com o material de reforço. O metal líquido é então inserido internamente no pré-formado completando os seus poros. Em sistemas onde a absorção entre o reforço e a matriz é satisfatória, deve-se preencher somente por forças de capilaridade; de outra maneira, é preciso o uso de força externa (RALPH,1997). Metais como alumínio, magnésio e cobre são frequentes como matrizes, por causa do seu ponto de fusão relativamente baixo (VINSON,1995). No processo de infiltração sob pressão mecânica, um pistão hidráulico aplica uma pressão controlada sobre o metal líquido para se alcançar a infiltração no pré-formado sem prejudicá-lo. O pistão forma uma parte expressiva do molde, como mostra a figura 2.9. O procedimento pode ser assistido a vácuo para simplificar a infiltração e a possibilidade de trabalhar com pressões menores. A pressão produzida fica entre 10 e 100 MPa, dependendo da utilidade do material (MICHAUD,2001). Finalizada a infiltração, é inserida uma alta pressão para extinguir defeitos de rechupe durante a solidificação do metal. Este processo é bastante versátil, resultando em produtos semiacabados com bom controle da microestrutura e propriedades satisfatórias. O custo alto e o fato de que o reforço deve ser autoportante, antes da infiltração, fato que restringe a dimensão e a geometria da peça a ser produzida, são as desvantagens do processo (RALPH, 1997).

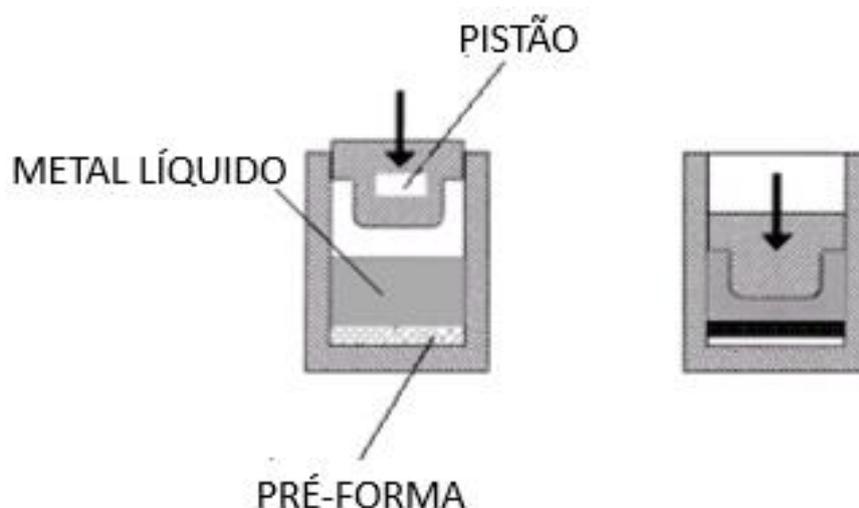


Figura 2.9 - Esquema de infiltração sob pressão mecânica
Fonte: Michaud, 2001.

Com a finalidade de impedir uma distribuição não homogênea das fibras ou danos ao pré-formado, devido à alta pressão, pode ser empregado para direcionar o metal para dentro do pré-formado gás pressurizado como exibido na figura 2.10. Tal procedimento possibilita trabalhar a pressões mais baixas (CARRÑO-MORELLI,1998).

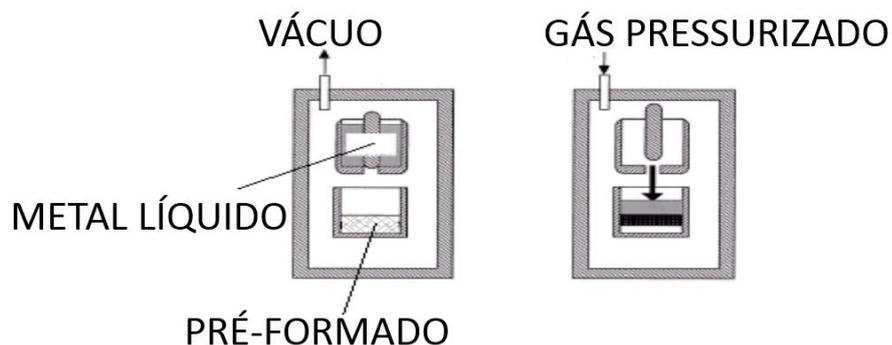


Figura 2.10 - Esquema de infiltração por pressão a gás
 Fonte: Michaud, 2001.

2.6 METALURGIA DO PÓ

A metalurgia do pó, técnica muito utilizada na produção industrial metalúrgica de componentes ou peças de alta precisão dimensional, minimiza a perda de material, e viabiliza a obtenção de produtos que se caracterizam pela qualidade e homogeneidade química.

A tecnologia referida se fundamenta através das seguintes etapas: (a) mistura e homogeneização do pó ou dos pós; (b) compressão do pó ou da mistura obtida por meio de moldes (matrizes). A etapa é chamada de “compactação”, e ela resulta na obtenção de um corpo compacto (o compactado “a verde”) que possui coesão suficiente para uma futura manipulação; (c) aquecimento do compactado “a verde” num forno adequado, onde acontece o controle da atmosfera para que haja a densificação do produto final, de modo a produzir uma ligação entre partículas e atribuir resistência mecânica ao compactado. Será denominada sinterização com fase líquida caso suceda fusão à temperatura de sinterização durante o processo. A figura 2.11 exhibe uma típica sequência do método convencional de metalurgia do pó. É uma tecnologia versátil que proporciona excelente controle sobre o conteúdo do reforço (CLYNE, 1993). Contudo, a metalurgia do pó tende a apresentar um custo mais elevado que o processo líquido.

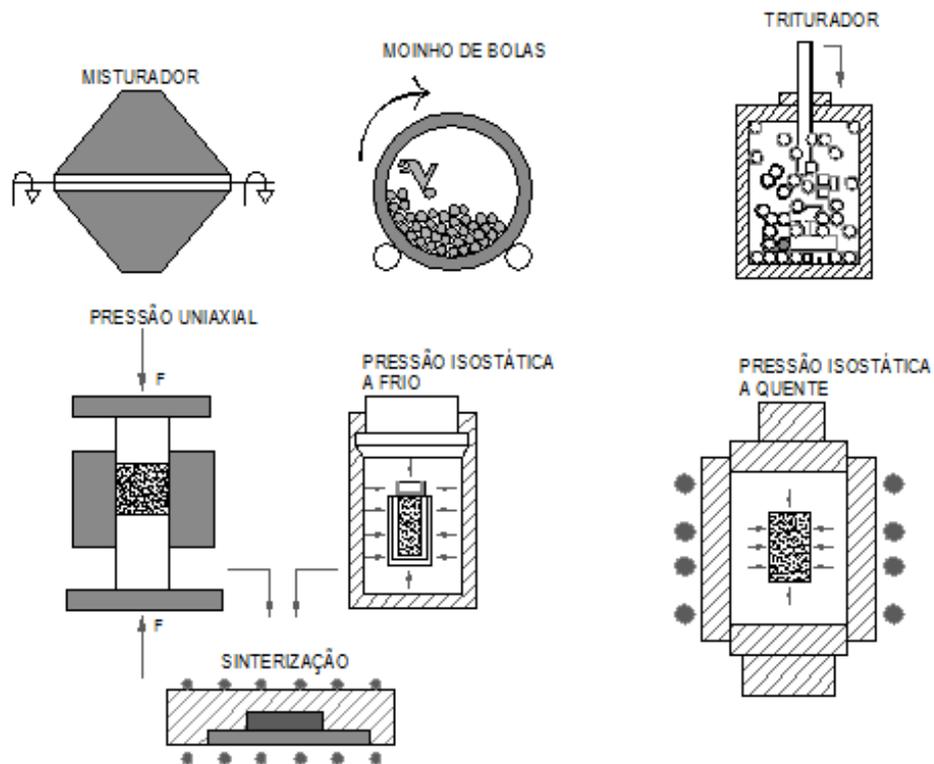


Figura 2.11 - Processo convencional de metalurgia do pó
 Fonte: Torralba, 2003

2.6.1 Metalurgia do pó para o Alumínio e suas ligas

Grande parte dos metais apresenta em seu estado puro baixa resistência mecânica, e a presença de algumas impurezas em sua composição, tais como o silício, manganês, ferro, cobre etc., contribuem para que essa resistência mecânica seja elevada. No caso do alumínio puro, os reforços e impurezas contribuem para o aumento de até 50% da resistência mecânica do material.

Produtos como carbonetos de metais, dentre eles Ti, Mo, W e Ta só podem ser fabricados exclusivamente pela técnica da metalurgia do pó. Metais e ligas podem ser processados ligando a tecnologia da metalurgia do pó e da conformação mecânica; nesse caso a matéria prima em forma de pó é misturada e compactada e em seguida o pó é compactado e extrudado. A metalurgia do pó oferece inúmeras vantagens e uma vasta versatilidade na produção de peças de difíceis geometria de garantir com outros métodos. Benefícios significativos nas propriedades podem ser alcançados com a obtenção de microestruturas refinadas com baixos ou nulos níveis de segregação (MOURISCO 1995).

Por conta da presença de camadas de óxidos superficiais nas partículas do pó de alumínio no decorrer da sinterização, os átomos de alumínio são impedidos de realizar o fenômeno de fusão. Esse impedimento justifica o fato de ser muito mais complexa a sinterização para o alumínio do que para outros metais (como o ferro). A sinterização do alumínio comumente acontece com presença de

fase líquida. Os elementos de liga como o silício ou cobre se difundem no alumínio e constituem fases de baixo ponto de fusão, fornecendo desta forma, a fase líquida imprescindível ao processo de sinterização. Durante a sinterização, a fase líquida internamente produzida na partícula adentra a camada superficial de óxido em pontos rompidos devido à deformação ocasionada pela compactação, o que promove a união dos espaços inter-partículas por meio do preenchimento.

2.6.1.1 Compósitos de matriz de alumínio fabricados por metalurgia do pó

Os compósitos são resultados da combinação de materiais com diferentes propriedades físico-químicas e mecânicas, e são largamente utilizados em várias aplicações em inúmeros segmentos e atividades fabris. A metalurgia do pó possui muitos atrativos para os compósitos de matriz de alumínio. Qualidades como: alta conformabilidade, alta ductilidade, elevada relação resistência/massa específica, passividade na maioria dos meios, além de outras, admitem que o alumínio e suas ligas tenham um ascendente emprego na produção de CMMs-Al integrando suas propriedades mecânicas e físicas aos atributos dos materiais cerâmicos.

Os setores de transporte, indústria aeronáutica e automobilística, foram extremamente beneficiadas pelo desenvolvimento dos compósitos de matriz de alumínio, visto que, na indústria ocorreu a substituição de peças de ligas ferrosas beneficiadas pela redução de massa; desempenho superior dos componentes, sobretudo em parte do motor; aumento de resistência mecânica trabalho de peças em circunstâncias mais severas; redução do coeficiente de expansão térmica; aumento na resistência ao desgaste.

No caso dos CMMs-Al, os reforços mais frequentemente utilizados são os descontínuos, dentre os principais estão o Al_2O_3 (alumina) e as partículas de SiC (carbeto de silício). A utilização destes materiais se deve à sua disponibilidade, ao baixo custo e também de uma elevação notória nas particularidades dos materiais.

2.6.1.2 Etapas do processo de fabricação por metalurgia do pó

Num processo por M/P, geralmente constam as seguintes etapas: obtenção dos pós mistura e homogeneização dos pós, compactação e sinterização dos pós.

2.6.1.2.1 Obtenção dos pós

Os métodos de obtenção dos pós podem ser dispostos, em: métodos químicos, físicos e mecânicos.

No método químico, os destaques são as eletrólises, onde utiliza-se como anodo submetido a uma corrente elétrica, se dissolve assentando sobre o catodo um fino pó de alta pureza. Já nos métodos físicos, o processo de atomização é o destaque, que essencialmente se baseia no alcance

de um pó após resfriamento de gotas geradas por um jato de alta energia de gás ou água como líquido. O ar, o argônio ou o nitrogênio são os meios atomizadores usados frequentemente. Esta técnica é usada para os metais com ponto de fusão baixo, como o estanho, o zinco, alumínio, chumbo, etc. E também para metais com temperaturas de fusão elevadas, como as ligas metálicas de aplicação comercial (ferro, cobre e bronze).

O método mecânico que se destaca é a moagem de alta energia, e sua importância é devida a viabilização na aquisição de novos materiais. Na MAE, partículas de pó dos elementos puros são submetidas a deformações plásticas contínuas, processo de fraturas e soldagem a frio.

2.6.1.2.2 Mistura e homogeneização

Nesta etapa são misturados os pós nas proporções finais almejadas e em seguida acontece a homogeneização dos materiais para impedir a aglomeração e segregação que podem surgir em função da morfologia, tamanho e distribuição dos pós. O tempo utilizado para atingir uma mistura bem distribuída e homogeneizada é um dos principais parâmetros desta etapa.

2.6.1.2.3 Compactação de pós

A compactação tem por objetivo principal aproximar as partículas do pó (aumentando o contato entre elas) e por consequência obter o aumento da densificação do material compactado, minimizando a porosidade do produto final, além de ter a capacidade de fabricar uma variedade de geometrias com produtividade elevada e baixo custo. Na compactação, busca-se fornecer ao produto final uma determinada geometria e uma resistência satisfatória para a futura manipulação da peça e introdução no forno para a sinterização. No transcorrer do processo de compactação acontecerá o rompimento da camada de óxido superficial das partículas dos pós, o que por sua vez possibilita o contato metal-metal em vários pontos, propiciando deformação por cisalhamento entre as duas superfícies metálicas, resultando assim em um empilhamento a frio.

2.6.1.2.4 Sinterização

Fase de elevada importância, trata-se de um processo que apresenta certa complexidade devido às transformações de fase que são ocasionadas no material. Na sinterização, a difusão atômica e as transformações de fase podem ocorrer no estado sólido ou na presença de fase líquida (facilitando a difusão atômica e consequentemente a diminuição da porosidade), produzindo a densificação e a consolidação do material.

2.6.1.3 Aplicações dos compósitos de matriz metálica de alumínio por M/P

O Duralcan é o mais conhecido CMM fabricado pela Alcan, empresa que pesquisa e desenvolve esses materiais compósitos, esse compósito é formado por matrizes de alumínio reforçados por partículas de SiC ou Al₂O₃ (BEGG,1992)

Mourisco (1995) alega que até o ano de 1988 eram considerados de uso comercial três sistemas CMM-Al. São elas: alumínio reforçado por partículas de SiC em sistema de guia de mísseis, fibras de alumina reforçando matrizes de alumínio em pistões de automóveis e alumínio reforçado por fibras de boro e/ou borosilicatos para componentes de foguetes.

2.6.1.4 Vantagens e desvantagens da metalurgia do pó

a) Vantagens

As vantagens obtidas pela metalurgia do pó se fundamentam nos seguintes pontos: (a) alcance de componentes ou peças com boa precisão dimensional e tolerâncias bastante rigorosas; (b) ínfima perda de material por conta do uso mais eficiente de matéria prima se comparado a outros processos convencionais; (c) fabricação de peças com geometria complexas; (d) maior economia na fabricação com custo relativamente baixo; (e) rigoroso controle da composição do material e diminuição ou eliminação de impurezas introduzidas por técnicas metalúrgicas; (f) obtenção de materiais compósitos ou ligas metálicas impossíveis de serem concebidas por meio de técnicas convencionais de fundição.

b) Desvantagens

As desvantagens da técnica são: (a) capacidade das prensas que restringe o tamanho das peças, tornando impossível a fabricação de peças com grandes dimensões; (b) maior sensibilidade aos efeitos de corrosão devido a presença de porosidade, se comparada a técnicas convencionais; (c) elevado custo dos equipamentos empregados.

2.7 CMM DE ALUMÍNIO REFORÇADOS POR PARTÍCULAS CERÂMICAS PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ

Nas últimas seis décadas a pesquisa em torno dos compósitos e sua utilização tem ganhado notoriedade. O uso, por exemplo, de partículas de carbeto de silício (SiC) como reforço em matriz de alumínio é mais um passo na busca por materiais com melhores propriedades mecânicas e a estabilidade térmica. Para se chegar a tais benefícios, é preciso ponderar a composição, a porcentagem do reforço, granulometria e a transferência de carga entre a matriz e o reforço.

2.7.1 Pós de alumínio

Para alcançar um pó de alumínio com faixa de distribuição granulométrica mais estreita, que impeça a criação de precipitados sobre as partículas e outras variáveis que interferem no método de solidificação rápida, Mourisco (1995) faz o uso de pós de alumínio relativamente finos (partículas entre 10 e 20µm) para a produção via metalurgia do pó de CMM de alumínio reforçado por partículas de SiC.

2.7.2 Consolidação dos pós

De maneira resumida, o processo de consolidação por processos de metalurgia do pó convencional se dá pela mistura e homogeneização de pós (com ou sem lubrificante), compactação (a frio ou a quente) e sinterização (Fredei,1990, apud. Mourisco,1995).

A sinterização, no caso do alumínio e suas ligas, acontece na presença de fase líquida, onde adiciona-se outros metais formadores de fases eutéticas ao pó de alumínio, tais como o Cu, Mg e Zn. Na compactação há a formação de contatos metálicos, ou metal-cerâmicos. Os contatos metal-metal (Al-Al, Al-Cu e etc) dão origem à fase líquida durante o aquecimento. O período de queima do lubrificante, que ocorre durante o aquecimento prévio à sinterização, não deve acontecer a altas temperaturas e sim com baixa taxa de aquecimento. Após essa fase, a taxa de aquecimento deve ser elevada afim de minimizar as mudanças dimensionais na peça produzida. A figura 2.12 elucida a sinterização convencional de pós de alumínio trazendo a formação de uma rede semi-contínua de óxido que pode fragilizar o sinterizado.

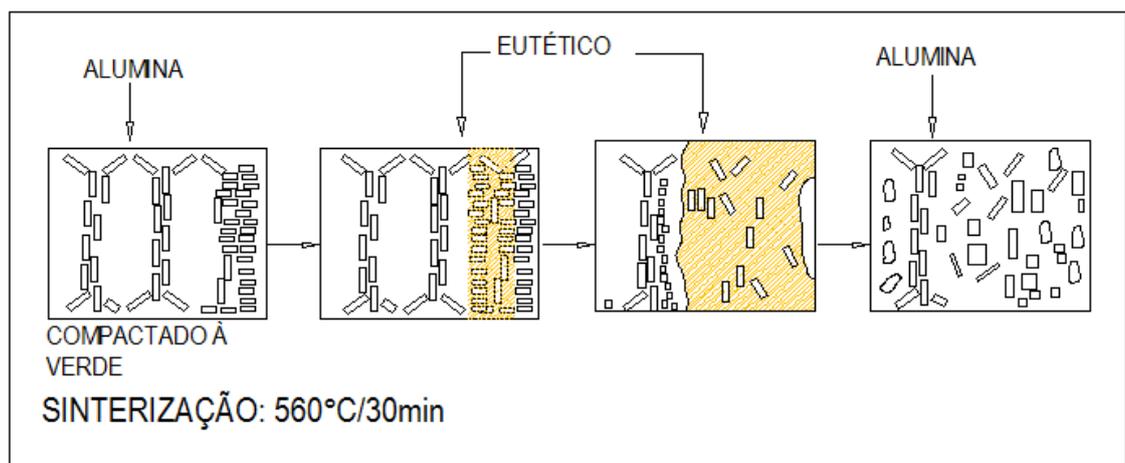


Figura 2.12 - Desenho esquemático da sinterização convencional de pós de alumínio
Fonte: Mourisco, 1995 (adaptado)

2.7.3 Sinterização do compósito

Segundo Bravo Salazar (2007), a sinterização em um compósito é complexa, por conta das alterações de fases produzidas no material. A sinterização pode acontecer em presença de fase líquida, transitória ou permanente, o que torna complexo a explicação dos fenômenos que interferem na sinterização.

Conforme Bravo Salazar (2007) o processo de sinterização pode ser dividido nos seguintes estados ou etapas que ocorrem invariavelmente na ordem abaixo.

1. Contato e união inicial das partículas;
2. Aumento das pontes de enlace e dos pescoços entre partículas;
3. Isolamento dos canais e desenvolvimento de poros;
4. Arredondamento dos poros;
5. Redução ou contato dos poros;
6. Coalescência de poros;

Ainda conforme Bravo Salazar (2007) os estados de sinterização são divididos em: estado inicial, intermediário e final; ordenados de acordo com o mecanismo de transporte de massa, evidenciando fisicamente os fenômenos de sinterização, além das condições que a incitam. A figura 2.13 exibe os diversos estados em uma imagem geral de sinterização fundamentado em partículas de forma esférica, expondo.

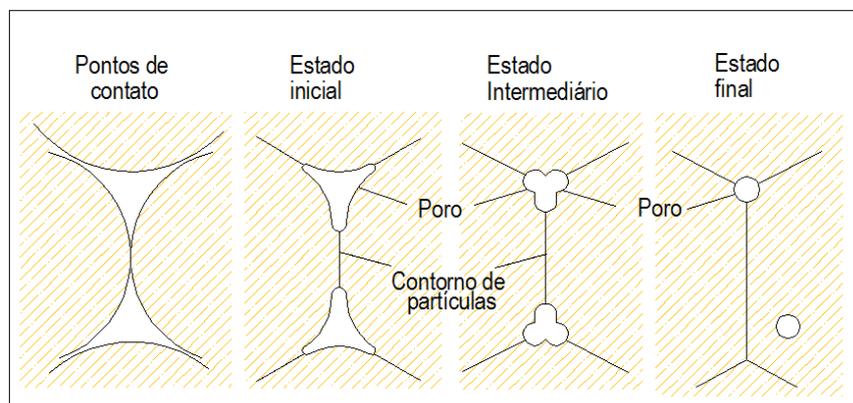


Figura 2.13 - Representação exibindo a influência das alterações de estado na estrutura do poro no decorrer do processo de sinterização

Fonte: Lenel, 1980, apud, Bravo Salazar, 2007 (adaptado)

a) Estado inicial, acontece a geração de vínculos entre as partículas e originam-se os pescoços, dando início a formação de contornos entre as partículas. Os materiais compactados ainda não sofreram expressivas transformações de medidas.

b) Estado intermediário, ocorre a separação dos canais entre poros e brotam os poros fechados e arredondados, além de iniciar a densificação, produzindo maior densidade.

c) Estado final, aumenta a separação dos poros, os quais alcançam geometrias mais arredondadas. A densificação do material segue lentamente através da difusão atômica entre a região de alta pressão (interior das partículas) e a de baixa pressão (poro), no entanto, ao final do processo, uma certa quantidade de pequenos poros ainda devem permanecer. No caso da sinterização com presença de fase líquida, a quantidade de poros remanescentes é bem reduzida, uma vez que a difusão na fase líquida é bem mais eficiente.

2.7.3.1 Mecanismo de transporte de massa

Bravo Salazar (2007) alega que a transferência de massa durante a sinterização acontece sob ação de forças por certos mecanismos, tais como: difusão superficial, difusão em volume, evaporação-condensação, fluência plástica e difusão nos contornos de grãos. Os mecanismos citados podem acontecer simultaneamente, porém com velocidades distintas, uma vez que são fruto de vários fatores, como a temperatura de sinterização, diferentes geometrias do sistema, e as particularidades físico-químicas do material.

O entendimento destes mecanismos facilita a manipulação das condições de sinterização para alcançar resultados mais satisfatórios.

De acordo com Bravo Salazar (2007) alguns mecanismos têm como elemento de transporte de átomos, a superfície do poro, acarretando no arredondamento dos mesmos sem que haja a redução no seu volume, ou seja, não causam a densificação. Contudo, outros mecanismos têm o núcleo das partículas como fonte de átomos, e seu desempenho gera decréscimo do volume dos poros; dessa maneira, a proximidade entre os centros das partículas e sua atuação causam a densificação. O esquema na figura 2.14 ilustra os mecanismos de transporte de massa.

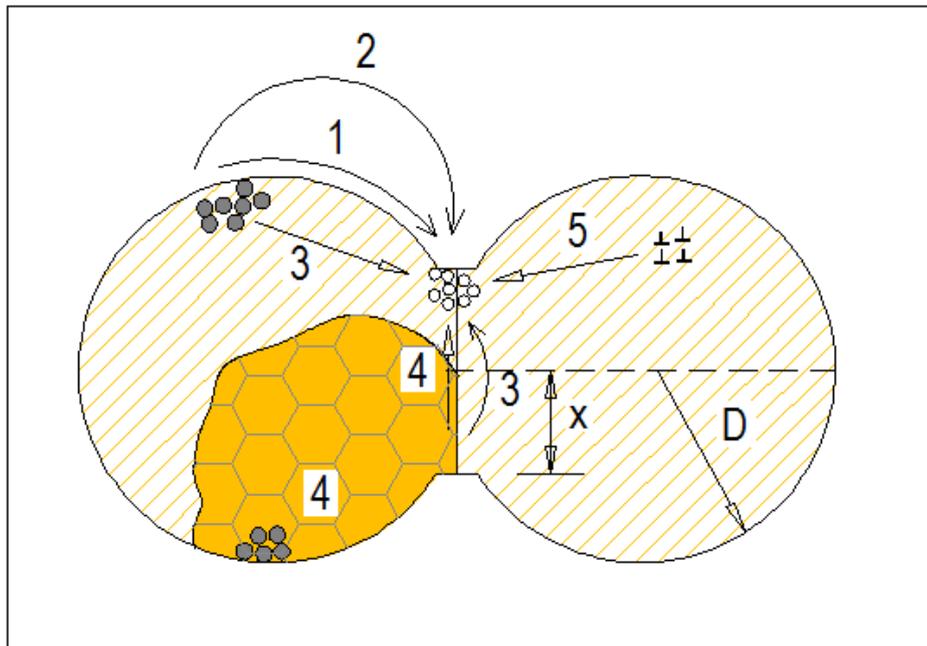


Figura 2.14 - Mecanismos de transporte de massa: 1) difusão superficial, 2) evaporação - condensação, 3) difusão em volume 4) difusão nos contornos de grão e 5) fluência plástica
 Fonte: Thummler, 1993, apud, Bravo Salazar, 2007 (adaptado)

2.7.3.2 - Fenômenos que ocorrem durante a sinterização:

Certos fenômenos interferem no processo de sinterização. Abaixo segue a descrição de alguns deles.

1. Crescimento de grão - a disposição ao aumento de grãos no interior das partículas do pó vem, em especial, do decréscimo da energia de superfícies e do efeito da temperatura. O crescimento do grão pode ser barrado pela presença de poros, partículas dispersas e impurezas e quanto maior for a quantidade, maior a eficiência como inibidor do crescimento de grãos.
2. Formação de ligas metálicas- frequentemente na sinterização para fabricar uma liga homogênea, aplica-se uma mistura mecânica de dois ou mais pós. A união das partículas mecânicas se dá por difusão sólida concretizada a altas temperaturas. A temperatura, o tempo de sinterização e ainda a porosidade e o tamanho das partículas são parâmetros de controle. A eficácia da ligação produzida é elevada com o acréscimo da temperatura e tempo de sinterização e com a diminuição das dimensões das partículas e da porosidade.
3. Transformações de fase - acontecem na sinterização durante o aquecimento e resfriamento a temperaturas constantes, de maneira semelhante ao que ocorre nos tratamentos térmicos convencionais das ligas fundidas e metais.
4. Reações químicas - as reações químicas que acontecem na sinterização podem ser provocadas, possuindo alguma utilidade, ou podem ser indesejadas trazendo implicações

negativas. O uso de atmosferas inertes apropriadas pode evitar reações químicas ou incitar reações de oxidação, nitretação, cementação, etc.

5. Variações dimensionais e de densidade - as fontes das variações dimensionais dos compactados são várias, tais como: a dilatação, as reações químicas, contração, a eliminação de poros e gases acumulados, as ligações entre diferentes pós, a eliminação de lubrificantes e as transformações de fase.
6. Homogeneização - os parâmetros que detém o controle da cinética de homogeneização são o tempo de sinterização, a temperatura e o tamanho das partículas.

No decorrer da sinterização, a variação dimensional dos compactados pode afetar a densidade, principalmente pela alteração dos poros do sinterizado, causadas geralmente pelas reações químicas.

2.7.3.3 - Sinterização com fase líquida

Para Bravo Salazar (2007), uma das formas mais tradicionais de beneficiar a sinterização de um material é por meio de uma fase líquida, presente no decorrer de toda ou parte do ciclo de sinterização. A fase líquida atinge benéficamente a homogeneização do compactado, uma vez que, através de forças de capilaridade, penetra em áreas inacessíveis e também eleva a difusividade do elemento base da liga.

Os dois processos da sinterização com fase líquida são: a sinterização com fase líquida transitória e a sinterização com fase líquida permanente. Na transitória, o líquido surge no compactado quando o material é aquecido a temperatura de sinterização e desaparece por interdifusão, enquanto o compactado continua à temperatura de sinterização. Exemplos de sinterização com fase líquida transitória são: sinterização do magnésio, das ligas de alumínio com cobre, do bronze e etc.

Já no caso da sinterização com fase líquida permanente, no tempo em que o compactado se conserva a temperatura de sinterização, que é mantida entre temperaturas de solidus e liquidus da liga, a fase líquida persiste. Como exemplo temos as ligas de metal pesado (W+ 10% Ni-Cu, ou Ni+ Fe), metais duros ou carbonetos.

2.7.3.4 - Variáveis que afetam o processo de sinterização

Tamanho de partículas

A diminuição do tamanho das partículas gera um aumento na zona de interface poro-sólido resultando em um aumento da força propulsora dos mecanismos de sinterização. Também ativados

pela diminuição de tamanho, os mecanismos de transporte de massa como resultado da presença de um maior número de contatos entre as partículas (pescoço), conseqüentemente, irão produzir um número de canais ou trajetórias suficientes para gerar a difusão em volume.

Geometria e distribuição das partículas

Tanto a geometria quanto a distribuição das partículas influenciam diretamente na relação de contato entre as partículas, primeiro no compactado que será sujeito a sinterização e logo quando é transformada sua área superficial interna. Os fatores que beneficiam um maior contato e aumento da área superficial para melhorar a sinterização são: o aumento da microrrugosidade e macrorrugosidade e o distanciamento da geometria esférica.

Composição química das partículas

O transporte de massa por difusão é ainda afetado pela inserção de átomos da liga ou impurezas na rede cristalina, no entanto, as fases isoladas internamente na matriz podem favorecer a sinterização permitindo a movimentação dos contornos de grão. De forma igual, as altas temperaturas de sinterização podem causar reações químicas entre material base e as impurezas ou elementos de liga. Comumente, a contaminação superficial diminui a energia superficial do material e essa por sua vez intervém no transporte de massa. Por outro lado, quando há a formação de um filme de óxido na superfície das partículas (fato frequente em pós de alumínio e de ligas ferrosas), este atua dificultando a difusão atômica e, portanto, prejudicando (ou até mesmo evitando) a sinterização (Das, 1997; Fogagnolo, 2000; Grupo Setorial de Metalurgia do Pó, 2009).

Densidade a verde do compactado

Do ponto de vista da sinterização, a redução da densidade a verde (inserção de uma pressão de compactação menor) provoca um aumento da área de superfícies livres, conseqüentemente, irá precisar de uma força propulsora maior. Visto isso, pode-se garantir, que tanto as diferentes alterações resultantes produzidas como a velocidade de sinterização, podem-se incrementar nos compactados fabricados com densidade a verde bem baixas.

Geralmente, a densidade do produto sinterizado é a formulação mais usada para julgar o prosseguimento da sinterização. Dessa forma, sempre que a densidade dos compactados a verde for elevada, os valores de densidade do sinterizado final também será elevada.

Temperatura de sinterização

Segundo Bravo Salazar (2007), a seleção da temperatura de sinterização deve ser a mais adequada possível, para beneficiar a junção entre partículas e chegar a um corpo rígido com ínfimas alterações dimensionais do compactado. As temperaturas elevadas aumentam a difusão dos átomos acelerando e diminuindo o tempo do processo de sinterização, além disso, viabiliza novas reações químicas com os elementos de liga. De modo análogo, o sobreaquecimento do compactado poderá causar expansão do tamanho dos grãos e a aparição de poros grandes, que, por conseguinte irá

afetar as propriedades do material sinterizado, diminuindo a qualidade. Tal problema é evitado através do controle eficiente do tempo e da composição química do material ao se trabalhar a altas temperaturas.

Ainda de acordo com Bravo Salazar (2007), a temperatura é um dos fatores de vital importância na sinterização, visto que as propriedades mecânicas dos elementos sinterizados, geralmente melhoram com o acréscimo controlado na temperatura de sinterização. O excesso na elevação da temperatura ocasionará a variação dimensional do material sinterizado e trará problemas na estrutura interna.

A Figura 2.15 apresenta o comportamento comum dos produtos sinterizados que apresentam variações das propriedades mecânicas com o acréscimo da temperatura de sinterização.

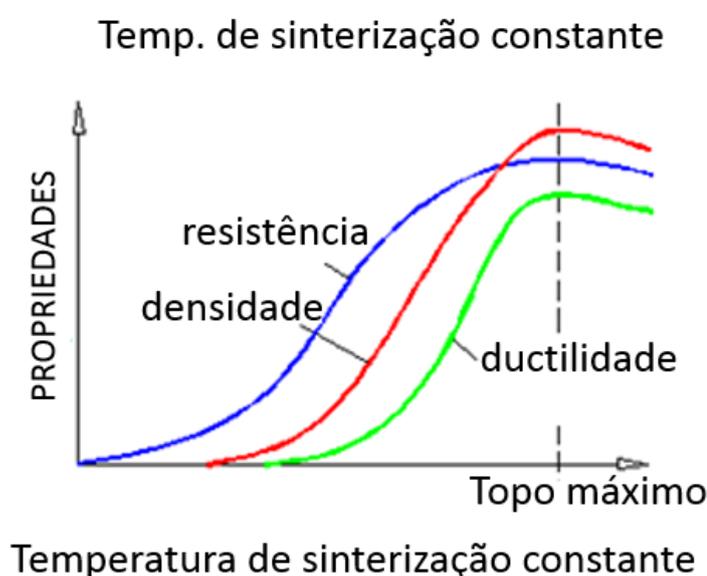


Figura 2.15 - Influência da temperatura de sinterização nas propriedades dos materiais sinterizados
Fonte: Schatt,1997, apud, Bravo Salazar 2007 (adaptado)

Por outro lado, a temperatura de sinterização depende da dimensão das partículas de pós, como ilustra a figura 2.16. Para baixas temperaturas de sinterização e pós com tamanhos de partículas grosseiras, a densificação do material é menor. Porém, ao utilizar pós com partículas finas, o número de contato entre as partículas será maior, beneficiando muito à densificação, inclusive quando são aplicadas baixas temperaturas de sinterização.

Pressão de compactação

(Schatt, 1997, apud, Bravo Salazar, 2007), relata que a pressão de compactação ótima para os pós ou misturas de pós é estabelecida por meio das curvas de compressibilidade. Seu efeito aparece ao crescer a densidade a verde com a qual se alcançará melhores propriedades físicas e mecânicas, principalmente na ductilidade e resistência. Além das altas densidades alcançadas podem-se diminuir as alterações dimensionais que o compactado sofre quando é sinterizado.

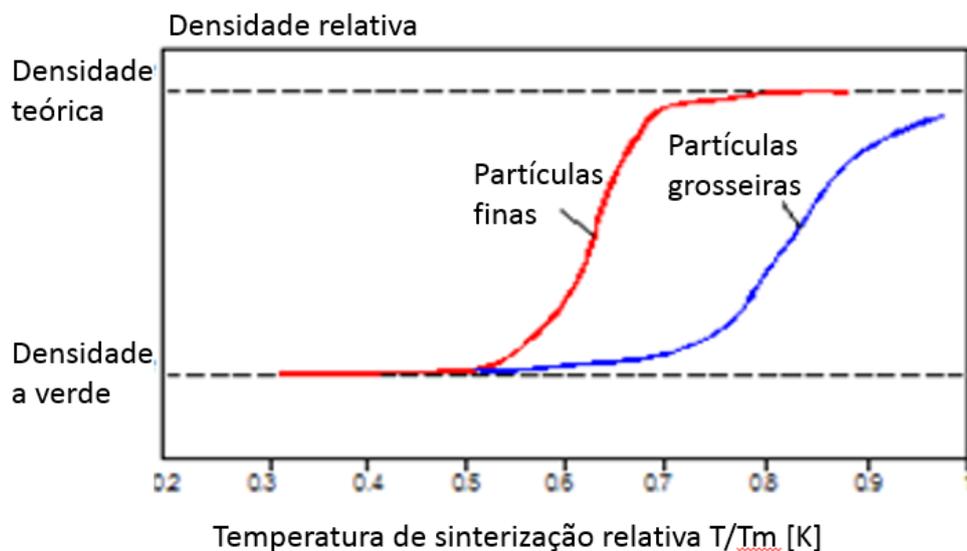


Figura 2.16 - Densificação dependendo da temperatura e do tamanho de partícula (finas = 1-10 μm , grossas = 50-200 μm), o tempo de sinterização e as densidades a verde permanecem
 Fonte: Thummler, 1993, apud, Bravo Salazar 2007 (adaptado).

Segundo (Schatt, 1997, apud, Bravo Salazar, 2007) a densidade a verde alcançada com uma determinada pressão de compactação dependerá da geometria e do tamanho das partículas. A influência da pressão de compactação de materiais distintos fabricados em pós com relação à densidade relativa dos compactados a verde, são beneficiadas com o acréscimo da pressão de compactação.

À medida que a pressão de compactação é elevada, incrementa-se a densidade relativa dos materiais, principalmente, quando são empregados pós de tamanhos de partículas finas que favorecem a compactação conseguindo densidades relativas altas.

Tempo de sinterização

Uma vez que as densidades do produto final podem aumentar com o acréscimo da temperatura de sinterização, o tempo de sinterização tem uma grande influência nos compactados a verde. O tempo de sinterização influencia diretamente na resistência dos materiais compactados, de modo que a gradativa ampliação do tempo de sinterização melhora esta propriedade, uma vez que os poros no compactado ficam menores e mais arredondados.

Atmosfera de sinterização

Segundo (Neubing, 1987, apud. Mourisco, 1995), a atmosfera usada durante a sinterização de um compactado tem como principal objetivo duas funções, são elas:

-Controle das reações químicas entre o ambiente e o compactado. As reações químicas dificultam ou interferem no procedimento de sinterização;

- Eliminação dos produtos de degeneração do lubrificante que são gerados no processo de preaquecimento do forno.

Além disso, a atmosfera de sinterização também tem como funcionalidade a melhoria das propriedades do material sinterizado através da inserção de elementos químicos ligados ao compactado e também da limpeza e purificação do compactado ao eliminar as impurezas que reagem com a atmosfera.

Uma vez que a maioria dos compactados a verde são porosos, torna-se muito importante o controle das reações. Os gases presentes na atmosfera de sinterização tendem a reagir com a superfície externa dos compactados, e, além disso, podem reagir com as partes internas do material, ao conseguir penetrar a estrutura porosa. As reações químicas com as partes internas do compactado podem ser prevenidas eliminando a presença de uma atmosfera protetora. Como exemplo, sabe-se que os componentes de pós de alumínio têm uma grande afinidade pelo oxigênio, logo se deve evitar a presença de oxigênio ou água na atmosfera de sinterização. Logo, o alumínio não pode ser sinterizado em uma atmosfera redutora por conta da grande diferença de entalpias que há entre ele e seu óxido. No geral, utiliza-se uma atmosfera inerte de gás de nitrogênio seco para a sinterização dos compactados de alumínio.

Velocidade de aquecimento

De acordo (Neubing, 1987, apud. Mourisco, 1995), a velocidade de aquecimento dos pós mais finos é superior à dos pós mais grosseiros, viabilizando a maior difusão em volume. O aquecimento rápido de materiais em pó que demonstram baixa difusão em volume pode ser favorecido para que se chegue rapidamente em altas temperaturas de aquecimento. O aquecimento por sua vez, diminui a aglomeração dos grãos, uma vez que o desenvolvimento de grãos grosseiros acontece em função da difusão superficial do compactado e dos mecanismos de transporte.

Dessa maneira, o aquecimento rápido em parte dos materiais pode auxiliar a conservar as tensões geradas no decorrer da compactação até atingir uma elevada temperatura, contribuindo para a aceleração dos sinterizados.

A velocidade de aquecimento pode trazer reações positivas, como a existência de fases líquidas transitórias, que geram a densificação dos produtos sinterizados. Por outro lado, como reações negativas pode ocorrer possível dilatação dos produtos sinterizados devido a exagerada velocidade de aquecimento.

2.7.5 Características mecânicas dos CMMAI/Particulado cerâmico

Segundo MOURISCO (1995) as propriedades mecânicas dos compósitos de matriz metálica dependem dos atributos da matriz, da classificação do reforço, da acomodação do reforço pela matriz, da transferência de carga entre matriz e o reforço, e dos níveis de esforços que resistem à matriz, ou o reforço e/ou a interface matriz/reforço. Normalmente, depois do processo de fabricação via metalurgia do pó é necessário à aplicação de alguns outros processos de conformação mecânica, tais como laminação e forjamento, e ainda tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento; é preciso entender o processo de deformação destes compósitos, bem como sua recuperação e recristalização, soldagem e corrosão, e comportamento sob esforços cíclicos (fadiga).

Módulo de elasticidade

A rigidez é uma das principais propriedades mecânicas dos CMMs, e não no Limite de Resistência (LR), visto que o intento da maioria das aplicações desses compostos visa minimizar as deformações. A rigidez pode ser descrita como a capacidade de resistir a deformações em regime elástico, onde, para materiais isotrópicos, é medida através do Módulo de Elasticidade (E), determinado via ensaio de tração (tensão unidirecional), e pela lei de Hooke, onde se tem $E = \sigma / \epsilon$ (σ é a tensão aplicada e ϵ é a deformação sofrida).

Mourisco (1995) alega que o módulo de elasticidade do material depende da temperatura, pressão e também do tipo de ligação química que o constitui. Quando se trata de compósitos, ao introduzir determinado tipo de reforço ocorre a variação do tipo de ligação, buscando uma satisfatória transferência de carga de modo que não haja ruptura entre a interface matriz reforço. O módulo de elasticidade do compósito se dá pela composição dos módulos do reforço e da matriz (regra das misturas). O módulo de elasticidade pode ser obtido experimentalmente através de curvas tensão-deformação via ensaios de tração (máquinas de tração rígidas) e extensômetros classe A, que garantem precisão confiável para esse tipo de medida, ou ainda pelo método de ultrassom, aferindo as velocidades longitudinal e transversal de uma onda no interior do material (Norma ASTM E494-75).

Resistência mecânica

Segundo (MOURISCO, 1995) o aumento da resistência mecânica dos compósitos de matriz metálica de alumínio reforçado por partículas cerâmicas (como por exemplo o SiC), acontece por meios mecânicos:

- O aumento da resistência da matriz, em relação ao material sem reforço – acontece devido à diferença de coeficiente de expansão térmica entre a matriz e o reforço;
- Aumento da resistência do compósito de matriz metálica acontece devido a tensão resultante da resistência que as partículas cerâmicas impõem a circulação das discordâncias.

A resistência mecânica de um material é comumente obtida pelas medidas do Limite de Escoamento (LE) com 0,2% de deformação, Alongamento (A), Limite de Resistência (LR) e Estricção (φ) que o material sofre quando sujeito a ensaios mecânicos, como o de tração normalizado (mais conhecido e utilizado).

O LE é uma estreita região limite entre o regime de deformação elástica e plástica, e depende demasiadamente da microestrutura do material MOURISCO (1995).

(Prangnell, Xu, 1994, apud. Mourisco, 1995) afirma que no CMM de alumínio reforçados por partículas, por se configurarem como materiais micro estruturalmente não homogêneos, passam por escoamento plástico pela matriz também de modo não-homogêneo, acarretando na deformação plástica em pontos isolados da matriz antes que ocorra de forma generalizada quando se define o LE convencional de 0,2%. Dessa maneira, os autores afirmam que o LE convencional para os CMM de alumínio reforçado por partículas traz valores mais elevados do que o esperado, logo, um método mais seguro para estabelecer essa grandeza é o da análise da primeira, segunda, e terceira derivada da curva tensão-deformação.

Fratura

Para Taya (1991) e Mourisco (1995), os CMM reforçados por partículas ou fibras cerâmicas curtas exibem diversos modos de ruptura quando submetidos a cargas cíclicas ou monoatômicas que podem ser divididas basicamente como: fratura do reforço, fratura dúctil por nucleação, fissura e crescimento de vazios desta ao longo da interface matriz-reforço, crescimento e coalescimento de vazios no interior da matriz.

Finot (1994) afirma que a fratura das partículas que compõem o reforço é um dos mecanismos principais de fratura dos CMM com reforço particulado, sendo que os aspectos que mais influenciam esse tipo de ruptura são: (a) a disposição para ruptura da partícula expandir com aumento da quantidade de reforço; (b) essa disposição também aumenta com o aumento da deformação plástica do material como um todo; (c) partículas de maiores dimensões se rompem com mais facilidade do que as menores; (d) zonas dos compósitos com acumulados de partículas oferecem um grau de ruptura de partículas maior do que zonas onde a concentração de partículas é menos densa.

Face ao contexto, Hunt (1990) destaca (e) as fraturas internas dos reforços comumente exibem orientação normal ao eixo de aplicação da carga (para ensaios uniaxiais) e paralelas à esse eixo na ocorrência de compressão; (f) a tendência à fratura dos reforços depende da geometria, composição da matriz e do reforço, propriedades da interface e da técnica de processamento termodinâmico a que foi submetido o compósito; (g) defeitos internalizados no reforço durante o processamento podem servir como zonas preferenciais de nucleação de trincas quando sujeito a esforços. Experimentos têm apontado que as fraturas das partículas do reforço afetam negativamente

a rigidez, a tensão de escoamento e a ductilidade do compósito como um todo, minimizam a vida do compósito em fadiga de baixo ciclo e elevam a taxa aparente de propagação de uma trinca em fadiga de alto ciclo.

Lienkamp (1994) relata para CMM e CMC, que a ruptura de uma fibra acarreta numa sobrecarga enorme e com uma alta velocidade de aplicação nas fibras ao redor. Caso essas fibras estejam demasiado próximas (principalmente no caso de se tocarem), pode ocorrer que algumas delas sofram a mesma fratura, fazendo com que a velocidade de ruptura seja muito alta. Nos CMM reforçados por partículas, pode-se ocorrer mecanismos semelhantes para compósitos com altas frações volumétricas de partículas. A figura 2.17 exhibe os tipos de mecanismos de fraturas que os CMM reforçados por partículas podem apresentar

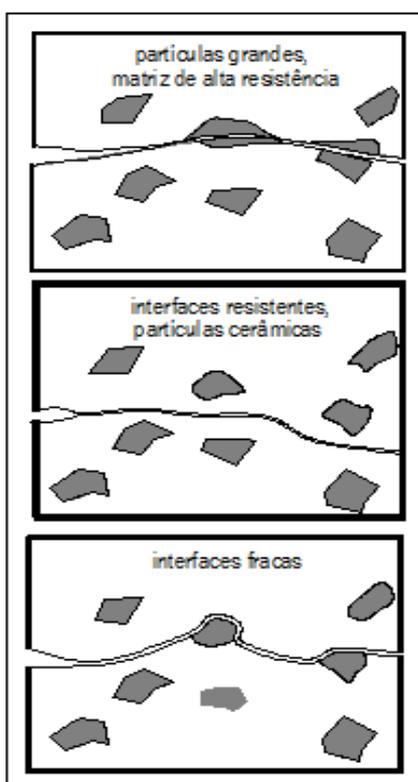


Figura 2.17 - Mecanismos de fraturas que os CMM reforçados por partículas podem apresentar
Fonte: Mourisco, 1995 (adaptado)

Fluência e fadiga

Segundo Taya (1991) e Mourisco (1995), a fluência nos CMM tem propriedades parecidas à das ligas endurecíveis por dispersão, que são: a energia de ativação aparente para fluência é muito mais elevada do que a da alta difusão do alumínio; o expoente da componente de tensão não é constante e aumenta com a redução da tensão. Vem sendo indicado por estudos que a fluência nos CMM de alumínio reforçado por partículas é possivelmente controlada por difusão no reticulado da matriz, contudo, persistem muitos pontos de controvérsia, como a triaxialidade de tensões no

fenômeno por estar ligada a existência de partículas finas de óxido de alumínio gerados a partir da metalurgia do pó.

De acordo com MOURISCO (1995) o tipo de matriz, de reforço, o processo de fabricação e ainda do tipo de ensaio (alto ou baixo ciclo) a que o material é submetido, são fatores que influenciam e variam muito o comportamento dos CMM de alumínio em relação à fadiga.

2.8.6 Características microestruturais dos CMM Al/Particulado Cerâmico

Textura

Sobre os CMM de alumínio (99,5%) reforçados por partículas de SiC (de 2 a 20%) em fração volumétrica e fabricados via M/P, Jensen (1991) e, Mourisco (1995) ressaltam que: (a) a textura nesses compósitos é forte em $\langle 111 \rangle$ e quase inexistente em $\langle 100 \rangle$; (b) áreas de deformação são geradas em tornos das partículas de SiC e a forma e o tamanho das partículas afeta essas zonas; (c) a textura $\langle 111 \rangle$ enfraquece com o acréscimo da quantidade de SiC e o grau de enfraquecimento depende do tamanho e forma das partículas; (d) a temperatura de extrusão interfere no tamanho de subgrãos da matriz nas áreas de deformação e a textura fibrosa $\langle 111 \rangle$ não é afetada.

Segundo Bowen (1990) as partículas de SiC são enfraquecedoras do efeito de textura de deformação de ligas de alumínio, sendo que a textura depende com mais intensidade da fração volumétrica do que do tamanho de partículas. Isto se deve tanto à perturbação no sistema de carregamento motivada pelas altas taxas iniciais de endurecimento por encruamento, quanto à formação de zonas rotacionadas.

Recristalização

Segundo Henshall (1992) uma vez que a taxa de "Climb" de discordância e o escorregamento de discordância com mudança de plano (devido à alta energia de falha de empilhamento do alumínio) são altas, o mecanismo de restauração dinâmica no alumínio, no decorrer do trabalho a quente, é fundamentalmente o de recuperação dinâmica. Daí a afirmação que em alumínios puros a recuperação dinâmica é tão superior que não ocorreria recristalização dinâmica.

Yamagata (1992) e Ren (1995) ressaltam que alguns pesquisadores asseguram que o processo de recristalização dinâmica acontece no alumínio puro quando submetido a grandes deformações e elevadas temperaturas, e que altas taxas de deformações "dificultam" o processo de recuperação e beneficiam a recristalização. Na laminação a quente de alumínio comercial puro para altas deformações (90%) e altas temperaturas (510°C) o material recristaliza de modo dinâmico, sendo que para a mesma temperatura, porém com baixas deformações (10%) sucede predominantemente restauração dinâmica.

Mourisco (1995) afirma que a recristalização dos CMM de alumínio deve ser entendida no contexto da recristalização de metais com partículas indeformáveis e tamanho e espaçamento das partículas, e o grau de deformação são os parâmetros que influenciam nesse processo.

De acordo com Humphreys (1990), na recristalização de CMM com matriz de alumínio 1050 reforçados por distintas frações volumétricas de partículas de SiC (2-35%) e com tamanhos médios entre 1 e 100 μm averiguou-se que: (a) os compósitos exibiam elevadas taxas iniciais de endurecimento por deformação e que a tensão de escoamento tende a se saturar para níveis baixos de deformações; (b) os compósitos contendo 18% vol. de SiC ($3\mu\text{m}$) recristalizaram entre 250° e 300°C, mas com 35% vol. de SiC e mesmo tamanho médio não ocorreu a recristalização. Visto isso, o referido autor concluiu que a recristalização é bloqueada quando a razão entre a fração volumétrica e o diâmetro médio da partícula é menor do que $0,1\mu\text{m}^{-1}$ e dessa maneira, quanto maior for a fração volumétrica e menor for o tamanho médio das partículas de SiC mais rapidamente ocorrerá a recristalização.

Visto isso, o tema ganha relevância uma vez que (Humphreys, 1990, apud MOURISCO, 1995) comparando o CMM de alumínio reforçados por partículas de SiC produzidos via M/L com os produzidos por M/P, observou que os primeiros se recristalizaram entre 200° e 300°C, enquanto que o segundo entre 300° e 400°C. Tal fato se deve a existência das partículas finas de Al_2O_3 originárias da superfície do pó de alumínio e que atrasaram o processo de recristalização.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O presente capítulo tem como objetivo descrever as técnicas e métodos empregados neste trabalho na fabricação e caracterização de compósitos da liga de alumínio AA6061 com reforço de escória de alto-forno a carvão coque obtidos por metalurgia do pó.

Inicialmente os dois materiais foram submetidos ao processo de peneiramento e em seguida foi feita a caracterização morfológica dos pós através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) equipado com espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS), além disso, foi determinada as composições dos materiais por meio da técnica de fluorescência de raios-x e comparadas com a composição química estabelecida pelos fabricantes para melhor estimar o comportamento do material, tanto diante do processo de metalurgia do pó como do desempenho das suas propriedades mecânicas.

Para a fabricação do compósito foi adquirido comercialmente os pós da matriz: liga AA6061 obtido por atomização à água; e do reforço: escória de alto-forno a carvão coque obtidos via moagem de alta energia. Uma vez que os pós possuem granulometria irregular os mesmos foram submetidos ao peneiramento obtendo granulometria final média inferior a 53 μ m, uma vez que estes pós foram passantes em peneira de 270 mesh.

Após as etapas de caracterização dos pós, foram preparadas amostras do compósito com teores em percentuais de massa de 5%, 10% e 15% de reforço. Em seguida foi realizada a mistura por agitação mecânica de cada amostra para garantir a homogeneidade requerida pelo processo de metalurgia do pó. Após esta etapa, foi realizada a compactação uniaxial em matriz metálica que produziram compactados verdes cujas densidades foram determinadas através do método geométrico. Concluídas as medições de densidade, os compactados verdes foram sinterizados em atmosfera inerte, tendo também sua densidade verificada após esta etapa. Para efeito de comparação, também foram produzidas amostras da liga de alumínio sem reforço.

As amostras sinterizadas foram preparadas para as etapas de análise metalográfica em microscopia eletrônica de varredura, com o objetivo de examinar a efetividade do processo de sinterização, bem como a distribuição das partículas da escória de alto-forno a carvão coque (reforço) na liga de alumínio AA6061(matriz metálica). Finalmente, a influência da adição do reforço em diferentes teores foi avaliada através do exame das propriedades mecânicas de dureza e resistência a flexão.

O fluxograma, figura 3.1, apresenta o procedimento experimental utilizado no processamento, fabricação e caracterização do compósito pesquisado.

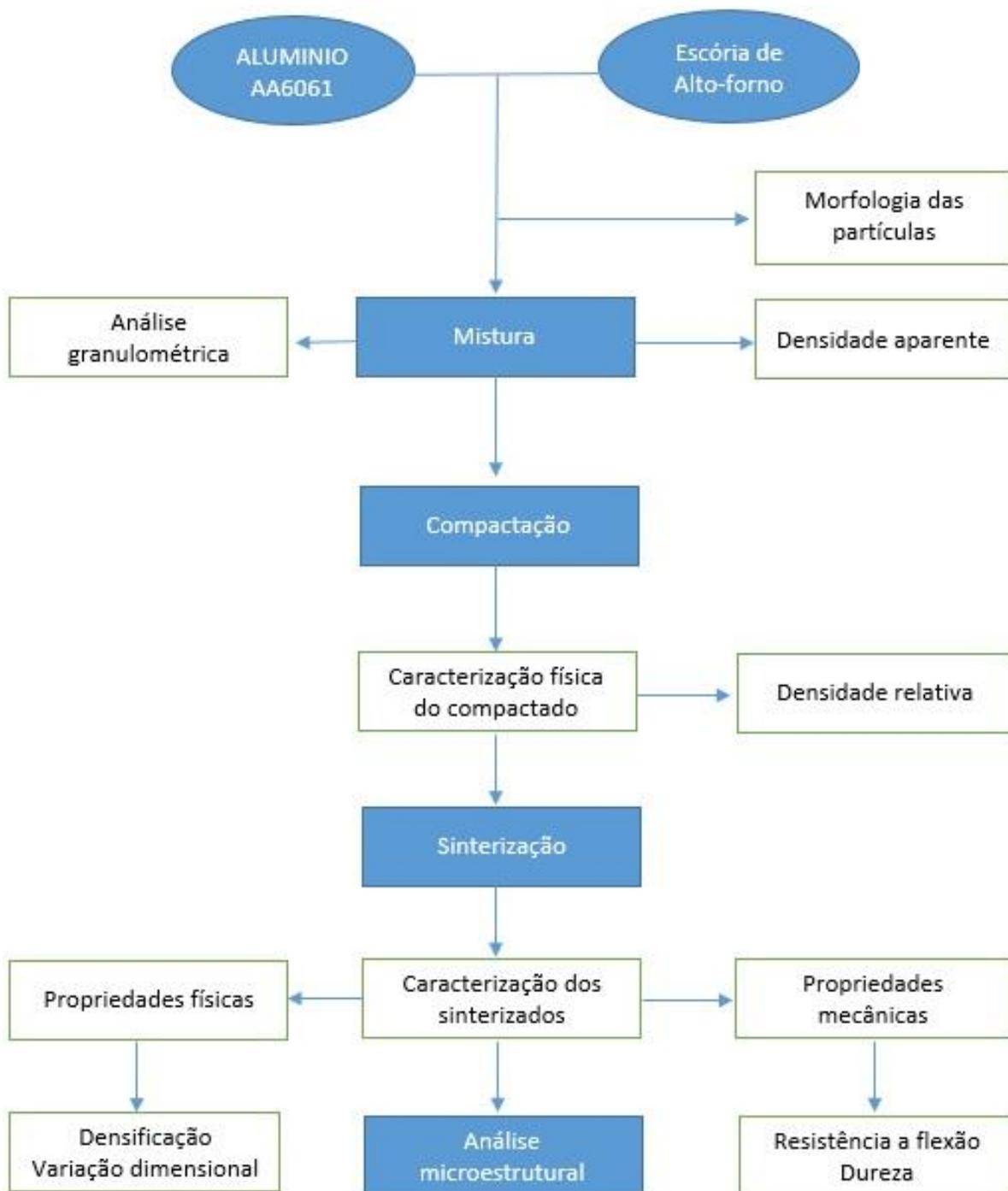


Figura 3.1 - Fluxograma processamento, fabricação e caracterização do compósito elaborado
 Fonte: Autor.

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Liga Matriz

Neste trabalho foi utilizado a liga de alumínio AA6061 fornecida pela Dim Clay a qual adquiriu o produto da Alcoa Alumínio S.A. (MG). Esta liga de alumínio da família 6XXX possui cerca de 97,5 % de pureza, além de presença significativa de magnésio e silício o que garante uma vasta aplicação na fabricação de materiais compósitos de alumínio devido a sua alta conformabilidade, extrudabilidade, além de boa resistência à corrosão (LEE, 2000).

Segundo Meijer (2000) a liga de alumínio AA6061 pode ter a resistência melhorada por tratamentos térmicos, os tratamentos aplicados a essa liga são o T4 (solubilização e envelhecimento natural), que proporciona boa formabilidade por recalque a frio e dobramento, e o T6 (solubilização e envelhecimento artificial) aplicado a produtos que não são trabalhados a frio após solubilização, sendo indicado também para componentes submetidos ao processo de soldagem.

A tabela 3.1 mostra a especificação de composição química da liga AA6061, fornecida pela Dim Clay.

Tabela 3.1 - Composição química da liga AA6061 (peso %)

Al	97,86
Fe	0,18
Si	0,52
Cu	0,43
Mn	0,09
Mg	0,8
Cr	0,07
Outros	< 0,05

Fonte: DIM CLAY

A viabilidade de algumas análises experimentais não foi possível neste trabalho em função da dificuldade em obtenção da liga de alumínio AA6061 em pó, uma vez que este material está sendo utilizado na fabricação de explosivos usados em assaltos a agências bancárias no país. Assim, algumas simplificações e considerações foram necessárias, no entanto, esses pontos são tratados como indicativos para melhorias do estudo realizado.

3.1.2 Reforço Cerâmico

O reforço cerâmico selecionado foi a escória de alto forno a carvão coque. O material em pó foi fornecido pelo fabricante Siderúrgica ArcelorMittal, localizado em Vitória-ES.

A escória de alto forno a carvão coque metalúrgico utilizada neste trabalho apresenta estrutura vítrea, pois foi resfriada rapidamente o que impediu um rearranjo cristalino (JOHN, 1995). Ainda segundo John, neste caso, a escória retém a energia de cristalização de aproximadamente 200

kJ/kg o que a torna portanto termodinamicamente menos estável que as cristalinas. Na figura 3.2 é possível observar um desenho esquemático bidimensional apresentado pela escória resfriada lentamente (a) e bruscamente (b).

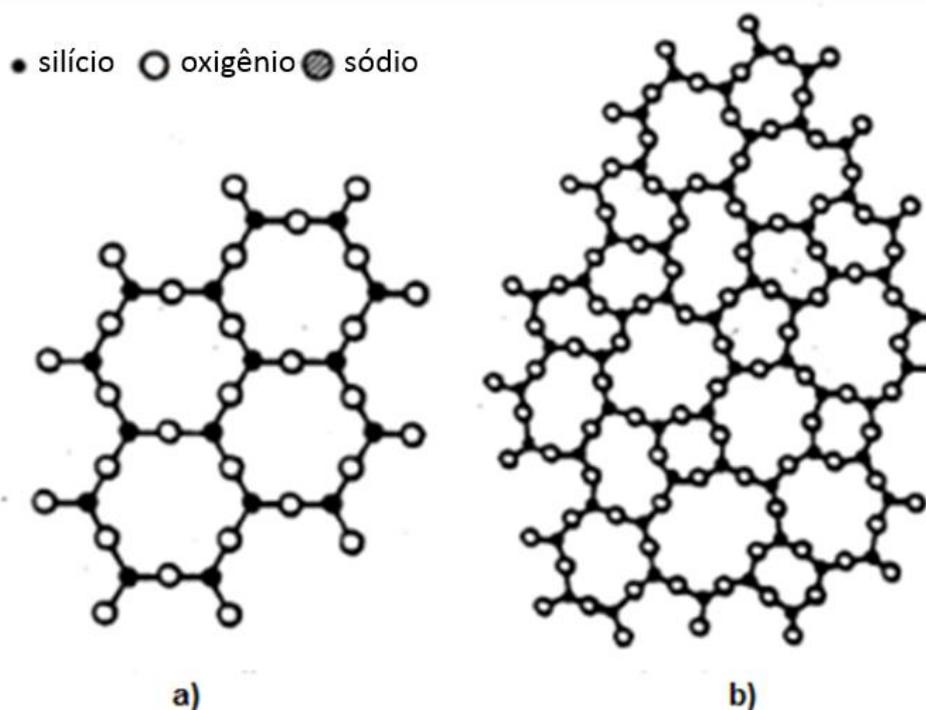


Figura 3.2 - Desenho esquemático da Estrutura bidimensional formada na escória: a) Cristalina, b) Vítrea.

Fonte: M. Allibert, 1995

A escória utilizada neste trabalho foi obtida pelo processo de granulação. Neste processo, a escória no estado líquido, em queda livre é interceptada por um jato de água fria compressão da ordem de 0,4 a 0,8 MPa em uma proporção de três partes de água para uma parte de escória. Este choque provoca o resfriamento brusco da escória e a sua conseqüente redução a um material granulado de geometria irregular.

A tabela 3.2 mostra a especificação de composição química da escória de alto forno a carvão coque metalúrgico fornecida pela ArcelorMittal.

Tabela 3.2 - Composição química da escória de alto forno a coque (peso %)

Al ₂ O ₃	10,6
CaO	41,6
FeO	0,74
MgO	7,86
MnO	0,52
S	0,84
SiO ₂	36,2
TiO ₂	0,64
Outros	1,0

Fonte: ARCELORMITTAL

Um parâmetro de classificação das escórias de alto forno é dado pela sua acidez, que por sua vez é avaliada de acordo a relação CaO/SiO_2 , sendo: ácidas (<1) e básicas (> 1). A escória fornecida é, portanto, de natureza básica, pois a relação CaO/SiO_2 é maior que 1.

3.2 METODOLOGIA

Nesta etapa são descritos de forma sequenciada os procedimentos adotados, onde são informadas as características dos equipamentos e instrumentos utilizados no procedimento experimental deste trabalho juntamente com as justificativas que levaram as escolhas dos parâmetros adotados e, quando aplicável, as aproximações realizadas. As seguintes etapas foram seguidas:

- Peneiramento sequencial dos pós dos materiais como recebidos para determinação da distribuição do tamanho de partículas;
- Mistura dos pós da liga de alumínio AA6061 e da escória de alto forno a carvão coque metalúrgico (com tamanho de partículas inferior a $53\mu\text{m}$ - passante na peneira de 270 mesh) em concentrações mássicas de 5, 10 e 15%;
- Conformação das misturas de pós através de compactação uniaxial a frio em molde metálico, utilizando carga de aproximadamente 50 toneladas (400 MPa);
- Caracterização física dos compactados a verde (densidade relativa);
- Sinterização em fase sólida, utilizando temperatura de 550°C ;
- Caracterização das propriedades físicas do produto final sinterizado (densificação e porosidade);
- Caracterização das propriedades mecânicas do produto final sinterizado (resistência a flexão em três pontos e dureza);
- Caracterização das propriedades metalúrgicas (microestruturas).

3.2.1 Peneiramento

Para determinação da distribuição dos tamanhos de partículas dos pós da liga de alumínio e da escória conforme recebidos e a subsequente seleção da granulometria adequada à preparação dos compósitos foram realizados os peneiramentos sequenciais dos materiais isolados. Os peneiramentos foram realizados utilizando peneiras de 20, 48, 100, 150, 200 e 270 *mesh* em quantidades de 100g durante 3 minutos cada. Os pós de granulometria irregular foram submetidos ao processo de peneiramento, sendo selecionado materiais passantes na peneira de 270 *mesh*, ou seja, com tamanho de partículas inferior a $53\mu\text{m}$, aproximadamente.

3.2.2 Pesagem

A etapa de pesagem dos pós, separadamente, em uma balança de precisão foi feita com o objetivo de realizar a mistura nas devidas proporções desejadas. A seguir, a Figura 3.3 exibe a balança de precisão utilizada nesta etapa, marca Marte, modelo A100, com precisão de $\pm 0,001$ g, pertencente ao Instituto Federal da Bahia- Campus Salvador (IFBA).



Figura 3.3 - Balança de precisão Marte
Fonte: Autor

Para cada reforço foram realizadas pesagens com fração em massa de 5,10 e 15%, perfazendo 03(três) amostras de pó, cada uma com 35gramas.

3.2.3 Mistura dos pós

Este processo de mistura visa a distribuição uniforme de partículas dos pós dos diferentes materiais, para obter um produto com o máximo de homogeneidade possível. A heterogeneidade da mistura afeta o produto final, com alterações em sua microestrutura que causam consequências em suas estruturas físicas e mecânicas.

O processo de mistura por agitação mecânica por cinco minutos em recipiente polimérico foi realizado com variação de concentração do reforço cerâmico, concentração está definida em % de massa, sendo elas de 5%, 10% e 15% para o reforço cerâmico passante na peneira de 270 *mesh*. A tabela 3.2 esquematiza a constituição das misturas produzidas.

3.2.4 Compactação uniaxial dos pós

Analisando a bibliografia disponível, bem como os estudos e resultados de compressibilidade para liga de alumínio AA6061 e o compósito, foi determinado que as misturas dos pós seriam submetidas a uma pressão de compactação mínima de 800 MPa.

Todas as misturas foram conformadas por compactação a frio do material em pó, obtendo compactados a verde para posterior sinterização. Para esta etapa, foi utilizada uma prensa hidráulica de 200 toneladas de capacidade, marca Hidraumon e modelo PH200, figura 3.4.



Figura 3.4 - Prensa Hidráulica Hidraumon, modelo PH200
Fonte: Autor

Os pós pesados após o processo de mistura foram introduzidos em matriz de aço 4340, figura 3.5, sendo a seguir exercida pressão de compactação de forma uniaxial por meio de punção simples, até atingir a carga previamente calculada.

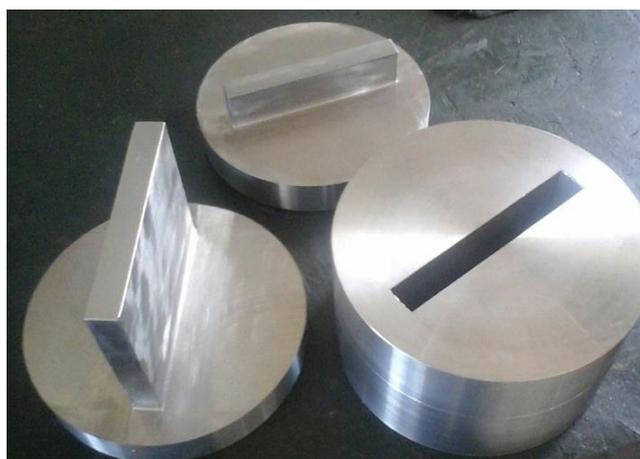


Figura 3.5 - Matriz de aço 4340
Fonte: Autor

Visando facilitar a desmoldagem dos corpos de prova, e evitar desgaste da matriz, utilizou-se desmoldante (vaselina industrial) para lubrificar as paredes da matriz antes de cada compactação. Devido a limitação de material, foram produzidos 3 corpos de prova para cada mistura e 3 para o pó de alumínio AA6061.

O corpo de prova obtido apresenta geometria retangular (a x b x c) de dimensões variáveis de acordo com as densidades das misturas de pós. A figura 3.6 apresenta corpos de prova produzido por compactação uniaxial.



Figura 3.6 - Corpos de prova retangular produzido por compactação uniaxial
Fonte: Autor

Sendo a área útil da matriz (b x c) de dimensões 91,15x13,2mm igual a 1203,18mm², foi determinado que para uma pressão de 800Mpa deve-se utilizar uma carga de 96 toneladas. Esta carga foi aplicada através de acionamento manual de alavanca, e após atingida carga de compactação o compactado permaneceu 20 segundos até alívio de carga e posterior extração.

3.2.5 Sinterização

Na consolidação de um material compactado, a sinterização é a fase mais importante em seu processo. A sinterização tem como objetivo promover a união de suas partículas e a formação de um corpo coerente no seu estado final. Neste processo, é possível obter incrementos de resistência, e melhorias de suas propriedades físicas e mecânicas.

A fase de sinterização foi executada após a compactação por ação simples dos pós. Os corpos de provas foram colocados em um forno tubular de atmosfera controlada com nitrogênio, para impedir oxidação.

Para o procedimento de sinterização, o forno foi programado por computador para efetuar um ciclo de aquecimento e permanência na temperatura desejada, e seu posterior resfriamento desligando-se o forno, ciclo este mantido em todos os ensaios. Os corpos de prova obtidos após compactação uniaxial a frio foram levados ao forno para sinterização por 110 minutos e foi utilizada uma taxa de aquecimento de 5°C/min, temperatura de sinterização de 550°C (evitando a fase líquida) e o tempo total utilizado para realizar cada operação de sinterização se deu em torno de 4 horas. A taxa de resfriamento também foi de 5°C/min, e a figura 3.7 mostra o ciclo de sinterização do compósito produzido neste trabalho.

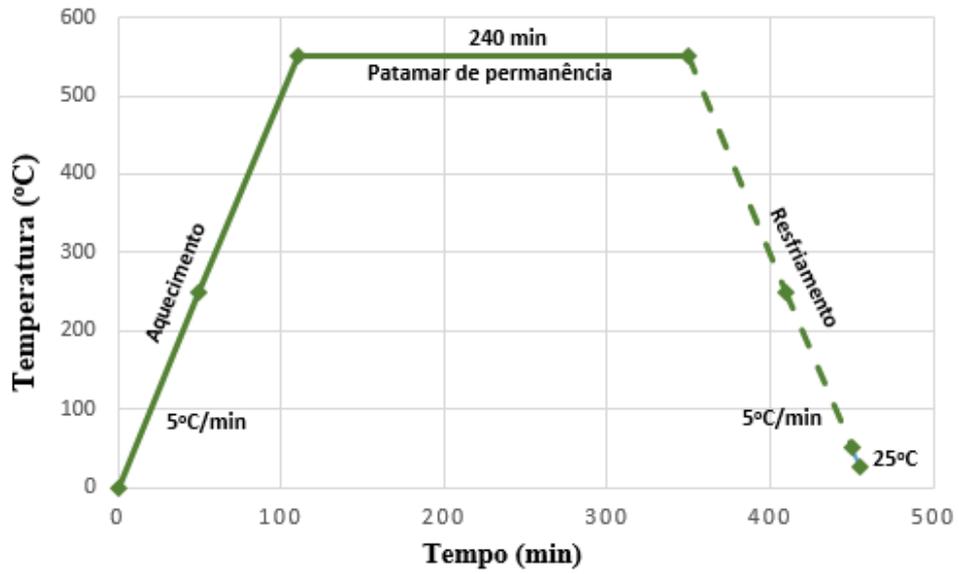


Figura 3.7 - Ciclo de sinterização para a temperatura de 550°C

Fonte: Autor

Neste estudo foi utilizado para sinterização dos compactados a verde um forno tubular horizontal com revestimento cerâmico aquecido eletricamente, de marca FORTELAB e modelo FT 1300. Como mostra a figura 3.8, utilizou-se uma atmosfera de gás inerte (N_2) durante todo o processo de aquecimento, sinterização e resfriamento.

Os corpos de prova compactados foram colocados em bandejas cerâmicas e, em seguida, introduzidas na zona de maior aquecimento do forno.



Figura 3.8 - Forno tubular FORTELAB

Fonte: Autor

3.3 CARACTERIZAÇÃO

3.3.1 Caracterização das matérias primas

O comportamento dos pós metálicos e cerâmicos durante as operações de conformação e sinterização dependem das características individuais das partículas, como a sua morfologia, dimensões e distribuição de tamanhos. Os pós utilizados neste trabalho foram analisados com relação à sua morfologia e distribuição de dimensões de partículas (análise granulométrica).

O equipamento utilizado para observação dos pós da liga de alumínio AA6061 e da escória de alto-forno a carvão coque passante em peneira de *270mesh*, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV), de marca Tescan e modelo VEGA 3 LMU, como exibe a imagem 3.9.



Figura 3.9 - MEV

Fonte: Autor

Para análise no MEV de materiais não metálicos, faz-se necessário recobrir as amostras com uma fina camada de ouro para permitir melhor observação de sua morfologia e dimensões. A morfologia dos pós é dependente do tipo de processo utilizado em sua fabricação, podendo gerar partículas unidimensionais (aciculares ou irregulares), bidimensionais (dendríticas ou escamosas) e tridimensionais (esféricas, arredondadas, irregulares, porosas ou angulares).

A técnica de avaliação consiste em ampliação da imagem, até visualização nítida das partículas e posterior medida via software, com método de criação de raio (para partículas esféricas ou globulares) ou método de linhas (para partículas irregulares).

3.3.2 Caracterização das propriedades físicas dos compactados a verde

3.3.2.1 Densidade relativa a verde

Para caracterização de suas propriedades físicas, foi utilizado o método de densidade relativa a verde. A densidade relativa (ρ_r) atingida pelos corpos de prova após compactação é dada pela relação entre massa específica real do corpo de prova e a massa específica teórica da mistura.

A densidade a verde foi calculada em cinco corpos de prova de cada condição estabelecida, para assim obter uma média com maior representatividade do experimento, e juntamente a média foram determinados os respectivos desvios relativos a cada amostra.

Calcula-se a densidade relativa através da seguinte expressão, equação 3.1:

$$\rho_r = \frac{\rho_{real}}{\rho_t} \times 100 \quad \text{Eq. (3.1)}$$

Onde:

ρ_r = Densidade relativa

ρ_{real} = Massa específica real do compactado a verde

ρ_t = Massa específica teórica

Para determinação da massa específica teórica, é necessário considerar a massa específica de cada elemento que compõe a mistura e suas frações em volume para formar a mistura de pós. Utiliza-se neste cálculo a equação 3.2.

$$\sum_{i=1}^t \rho_i \frac{n_i}{n} \quad \text{Eq. (3.2)}$$

Onde:

t = número de elementos na liga

ρ_i = massa específica do elemento i

n_i = % de massa do elemento i

n = número de moles

A massa específica real é calculada pela relação entre a massa da amostra (amostra compactada pesada em balança de alta precisão) e o volume final que ocupa o corpo de prova (calculado através da média de suas dimensões), pelo método geométrico. Foram realizadas três medições para cada dimensão de cada corpo de prova analisado. Embora métodos como a Balança de Mohr-Westphal e outros que seguem o princípio de Arquimedes do Empuxo possam ser mais precisos o método geométrico foi selecionado em função das limitações de instrumentos e equipamentos disponíveis nos laboratórios.

3.3.2.2 Resistência a verde

A determinação da resistência a verde possibilita a verificação da capacidade do compactado a verde manter sua forma e dimensões antes do processo de sinterização, sendo assim um ensaio de fundamental relevância na metalurgia do pó.

A resistência a verde de um compactado é medida por meio de testes de flexão com apoio em três pontos. O equipamento usado para definir a resistência a verde foi uma máquina universal de ensaios modelo Emic DL10000, com controle automatizado, ajustado para ensaios de flexão. A carga aplicada foi de 1 kN e com uma velocidade de descida do punção de 2,6 mm/min.

Na determinação da resistência a verde de um corpo de prova de geometria retangular, este é amparado pelas extremidades do acessório de ensaio deixando um vão livre entre extremidades, de 80 mm. O ensaio foi executado conforme a norma ASTM B312- MFPI Standard 15. O valor da resistência à flexão é dado pela equação 3.3:

$$TRS = \frac{3PL}{2Wt^2} \quad \text{Eq. (3.3)}$$

Onde:

TRS = Resistência à flexão (MPa)

P = Força aplicada (N)

L = Distância entre os suportes (23,8 mm)

W= Largura da amostra (mm)

t = Espessura da amostra (mm)

Afigura 3.10 exhibe uma imagem do ensaio onde o corpo de prova fica biapoiado.

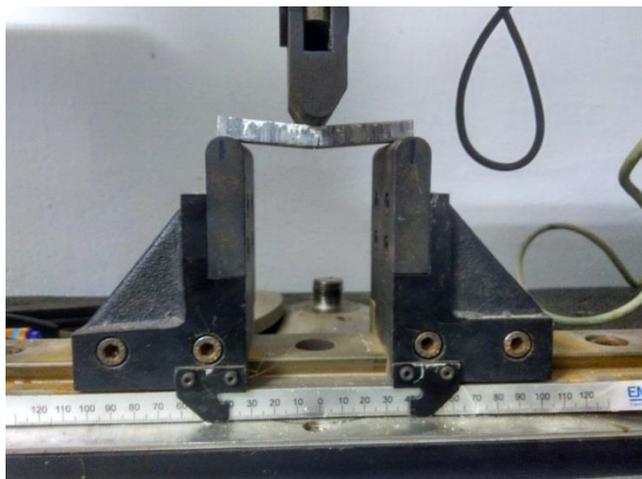


Figura 3.10 - Ensaio de resistência a flexão do corpo de prova de acordo com a Norma ASTM B312-MFPI Standard 15
Fonte: Autor

3.3.3 Caracterização das propriedades físicas dos produtos sinterizados

Foram analisadas as seguintes propriedades físicas:

- Microestrutura;
- Densificação;
- Densidade relativa do corpo de prova sinterizado;
- Porosidade.

3.3.3.1 Microestrutura

Para a caracterização microestrutural dos corpos de prova compactados e sinterizados foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV), utilizando o sistema de microanálise por energia dispersiva, com intuito de verificar a eficiência do processo de sinterização e avaliar a disposição, tamanho e forma das partículas no compósito.

O preparo das amostras para análise microestrutural foi realizado através das técnicas convencionais de metalografia. Foram lixadas com lixas de gramatura 80, 100, 150, 220, 400, 600 e 1200. O polimento foi realizado com alumina de 1 μ m como abrasivo. Após polimento, as amostras foram limpas com água, álcool e por fim secadas.

3.3.3.2 Densificação

A densificação (D) é um parâmetro que indica a variação de massa específica de um compactado após sua sinterização, podendo ser obtida a partir da equação 3.4:

$$D = \frac{\rho_s - \rho_v}{\rho_t - \rho_v} \quad \text{Eq. (3.4)}$$

Onde:

D = Densificação

ρ_s = Massa específica do sinterizado (g/cm³)

ρ_v = Massa específica a verde (g/cm³)

ρ_t = Massa específica teórica (g/cm³)

O valor de densificação representa uma variação relativa na massa específica de um material, produzida por variação em suas dimensões devidas ao processo de sinterização. Os estudos de Lumley, Sercombe e Schaffer (1999) indicam que valores de (D) positivos indicam uma contração do material em suas dimensões originais, de maneira análoga, os valores negativos de (D) indicam dilatação do material.

As densidades teóricas das misturas foram calculadas de acordo com a equação 3.1, e evidenciadas na tabela 3.3, conforme indicado anteriormente.

A densidade real do compactado a verde, bem como a de seu sinterizado foram obtidas por simples medição de suas dimensões com paquímetro Mitutoyo de resolução $\pm 0,05\text{mm}$, e pesagem em balança de precisão Shimadzu de resolução $\pm 0,001\text{g}$. A densidade foi calculada em três corpos de prova de cada condição estabelecida, para assim obter uma média com maior representatividade do experimento.

3.3.3.3 Densidade relativa do corpo de prova sinterizado

Para um melhor conhecimento quanto as variações referentes a densidade, foi calculada a densidade relativa dos corpos de prova sinterizados, em relação a densidade teórica das misturas. Calcula-se a densidade relativa através da equação 3.1 apresentada no tópico 3.3.3.2, com a mudança que a densidade real dessa vez é do corpo de prova sinterizado e não mais do compactado a verde. A equação 3.1 é mais uma vez apresentada abaixo.

$$\rho_r = \frac{\rho_{real}}{\rho_t} \times 100 \quad \text{Eq. (3.1)}$$

Onde:

ρ_r = Massa específica relativa

ρ_{real} = Massa específica real do sinterizado

ρ_t = Massa específica teórica

3.3.3.4 Porosidade

A porosidade foi calculada com base na densidade teórica do alumínio fundido que é de 2,7g/cm³ (ABAL) e na densidade da liga de alumínio AA6061 sinterizada. A porosidade (p) se obtém pela equação 3.5:

$$p = 1 - \left(\frac{\rho_a}{\rho_{tal}} \right) \quad \text{Eq. (3.5)}$$

p = Porosidade

ρ_a = Massa específica da amostra (g/cm³)

ρ_{tal} = Massa específica do alumínio fundido (g/cm³)

3.3.4 Caracterização das propriedades mecânicas dos produtos sinterizados

Os corpos de prova finais foram caracterizados mecanicamente por dois tipos de ensaios:

- Resistência à flexão (Ensaio de Flexão em Três Pontos)
- Dureza (Ensaio de Dureza Rockwell H)

3.3.4.1 Resistência à flexão em três pontos

O ensaio de flexão em 3 pontos aplicado aos compactados a verde foi realizada de acordo com a norma ASTM B312- MFPI Standard 15, conforme os procedimentos descritos no tópico 3.3.2.2 Resistência a Verde.

3.3.4.2 Ensaio de dureza

A dureza dos corpos de prova sinterizados foi obtida com a utilização de um durômetro universal Mitutoyo, sendo neste incorporado um indentador esférico de 1/8" de diâmetro como acessório. Embora a norma ASTM E18 recomende o uso da Escala B para a classificação da dureza deste tipo de material, os valores obtidos na respectiva escala foram muito baixos e apresentaram bastante dispersão, o que levou a utilização da Escala H, a qual apresentou resultados mais coerentes.

Para as medidas de dureza, foi utilizado o método Rockwell H (HRH). Neste ensaio foi utilizado o penetrador de geometria esférica de 1/8" de diâmetro, uma pré-carga de 10kgf e carga de 60kgf, procedimento realizado de acordo com a norma "ASTM E18 – *Standard methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials*". Foram feitas sete medidas em cada condição de sinterização e obtidas a média e o respectivo desvio padrão entre as medidas.

Baseado na norma ASTM E18 para ensaios de dureza Rockwell, os aspectos relativos aos cuidados na execução do ensaio foram atendidos, são eles: distâncias entre as impressões, superfície plana e polida, raio de curvatura da superfície da peça, tempo de manutenção da carga.

4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados resultados obtidos no estágio experimental por meio de análise química, tabelas, gráficos, figuras e dados obtidos no estudo da liga AA6061 com adição de escória de alto forno a coque como reforço, visando à obtenção e otimização de corpos de prova fabricados através do método convencional, realizando um controle de suas propriedades tecnológicas no que diz respeito a caracterização morfológica e microestrutural dos pós, formas de capacitação e técnicas de sinterização dos materiais envolvidos para obtenção de materiais compósitos como produto finais.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS UTILIZADOS COMO MATÉRIAS-PRIMAS

4.1.1 Morfologia

As figuras (4.1 e 4.2) mostram os resultados obtidos na caracterização morfológica das partículas de pó da liga de alumínio AA6061. A morfologia obtida das partículas de pó da liga AA6061 revelam partículas de formatos arredondados relativamente uniformes (figura 4.1) e de tamanhos menores que 40 µm como mostrado na figura 4.2. O material apresenta uma granulometria refinada em função do processo de resfriamento rápido ao qual foi submetido, já que as partículas de pós da liga foram obtidas por atomização a água.

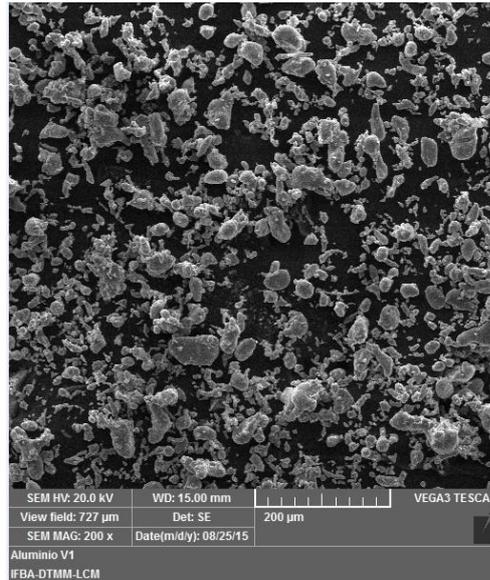


Figura 4.1 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó da liga AA6061.
Fonte: Autor

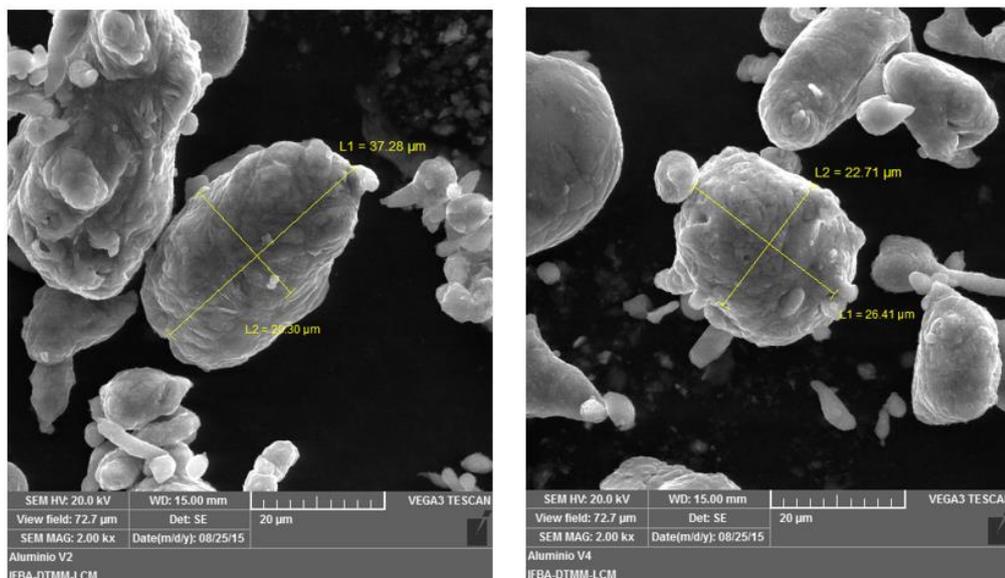


Figura 4.2 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó da liga AA6061.
Fonte: Autor

As figuras (4.3 e 4.4) exibem a morfologia das partículas de pó de escória de alto forno a carvão coque. É possível notar que este material apresenta uma granulometria de formato bastante irregular, principalmente quando comparada com a liga de alumínio, pois foi obtido por moagem de alta energia (figura 4.4 (a) e (b)). É possível observar também, que o tamanho médio de partículas encontrado para a escória foi inferior a $35\mu\text{m}$.

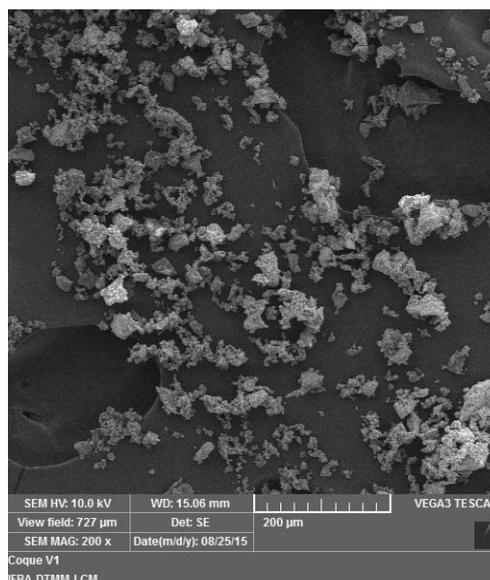
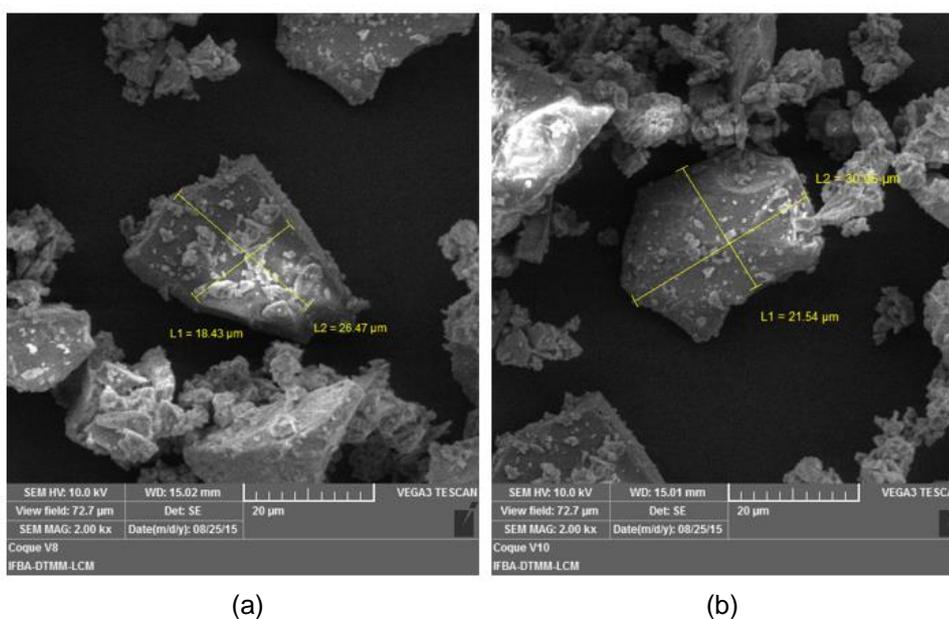


Figura 4.3 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó de escória de alto forno a carvão coque.

Fonte: Autor



(a)

(b)

Figura 4.4 - Microfotografias obtidas no MEV das partículas de pó de escória de alto forno a carvão coque.

Fonte: Autor

4.1.2 Granulometria (peneiramento sequencial)

Os resultados do peneiramento sequencial para a determinação da distribuição do tamanho de partículas para a liga de alumínio AA 6061 e para a escória de alto forno a coque podem ser observados nos gráficos das figuras 4.5 e 4.6. É possível observar que a distribuição de tamanhos de partículas para a liga de alumínio indica que a maior parte destas possuem diâmetro inferior a $53 \mu\text{m}$ (cerca de 45%). Apesar de apresentar morfologias diferentes (resultantes de processos de obtenção

distintos), resultado semelhante foi obtido para a escória, com a maior parte das partículas com o diâmetro inferior a 53 μ m (cerca de 49%). O pó da liga de alumínio foi produzido por atomização à água e o pó da escória através de moagem de alta energia.

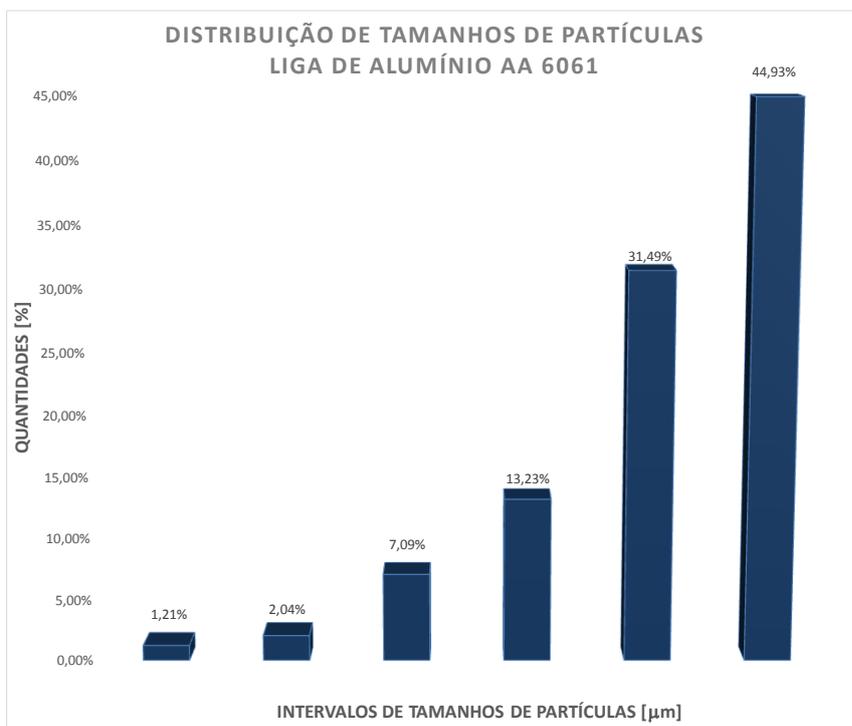


Figura 4.5 - Gráfico da distribuição dos tamanhos de partícula para o pó da liga de alumínio AA 6061 determinada por peneiramento sequencial.
Fonte: Autor

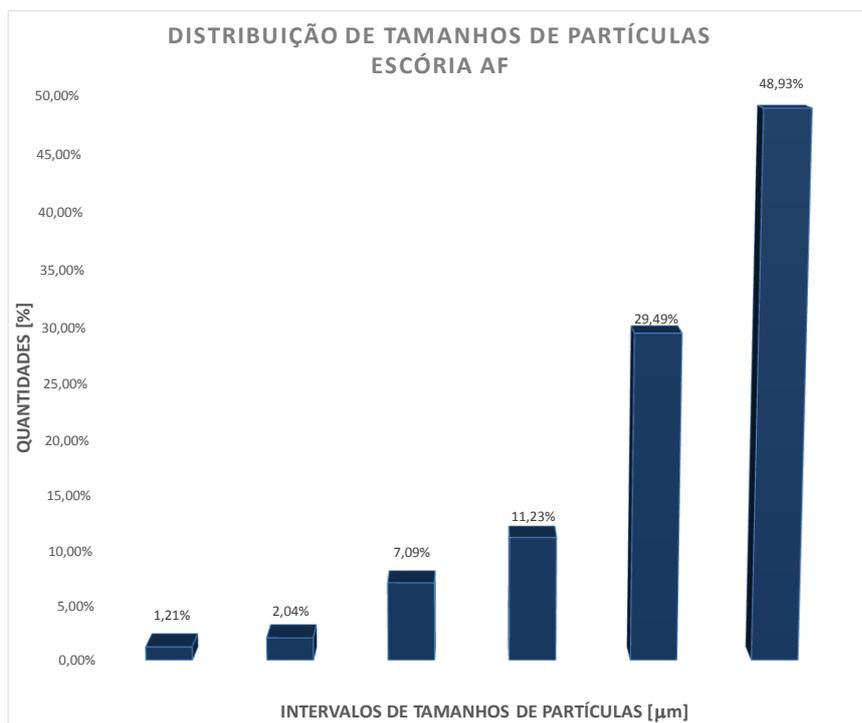


Figura 4.6 - Gráfico da distribuição dos tamanhos de partícula para o pó da escória de alto forno a coque determinada por peneiramento sequencial.

Fonte: Autor

4.1.3 Composição química

As tabelas 4.1 e 4.2 apresentam os resultados da fluorescência de raios-x dos pós da liga de alumínio AA6061 e da escória de alto forno a coque como recebidas. A presença de uma elevada concentração de oxigênio na composição química da liga de alumínio (cerca de 14,64 %) é um indicativo que o pó deste material se encontrava parcialmente oxidado. Esta oxidação pode ter ocorrido durante o transporte e/ou armazenamento do material, uma vez que a liga de alumínio em pó oxida facilmente quando exposto ao ar, formando um filme de óxido de alumínio na superfície das partículas.

Tabela 4.1 - Composição química do pó da liga de alumínio AA 6061 (peso %).

O	Si	Cu	Mn	Zn	Al	Outros
14,64	0,65	0,28	0,10	0,02	84,21	0,10

Fonte: Autor.

Tabela 4.2 - Composição química da escória de alto forno a carvão coque (peso %).

P_2O_5	0,02
MgO	8,36
Al_2O_3	12,55
SiO_2	35,00
FeO	0,50
CaO	41,30
Ti_2O_3	0,70
MnO	0,75
S	0,81
Outros	0,01

Fonte: Autor

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS COMPACTADOS VERDES

4.2.2 Densidade relativa a verde

Inicialmente foi determinada a massa específica teórica com base na massa específica de cada elemento que compõe a mistura e suas frações em volume para formar a mistura de pós, a partir da aplicação da equação 3.2. Dessa forma, foi montada uma tabela para o cálculo da massa específicas dos compósitos elaborados neste trabalho com base na composição química fornecida pelos fabricantes (tabelas 3.1 e 3.2).

A tabela 4.3 apresenta o cálculo para a massa específica da liga de alumínio AA6061 enquanto que a tabela 4.4 analogamente apresenta a massa específica da escória de alto forno a carvão coque. Por fim, a tabela 4.5 apresenta a massa teórica resultante da mistura desses materiais para as concentrações de 5, 10 e 15% de escória de alto forno a carvão coque.

Tabela 4.3 - Massa Específica Teórica da Liga de Alumínio AA6061

Liga de alumínio AA6061							
Elemento	g	Mi (g/mol)	ni (mols)	N	ρ_i	ni/n	$\rho_i^*(ni/n)$
Al	0,9791	26,982	0,036287	0,036931	2,70	0,982561	2,652915
Fe	0,0018	55,845	3,22E-05		7,87	0,000873	0,006869
Si	0,0052	28,086	0,000185		2,33	0,005013	0,011681
Cu	0,0043	63,546	6,77E-05		8,93	0,001832	0,016362
Mn	0,0009	54,938	1,64E-05		7,47	0,000444	0,003314
Mg	0,008	24,305	0,000329		1,74	0,008913	0,015508
Cr	0,0007	51,996	1,35E-05		7,19	0,000365	0,002621
Massa específica teórica						ρ_t:	2,709269 g/cm³

Fonte: Autor

Tabela 4.4 - Massa Específica Teórica da Escória de Alto Forno a Carvão Coque

Escória de alto forno a carvão coque							
Mi (g/mol)	Elemento	g	ni (mols)	N	ρ_i	ni/n	$\rho_i^*(ni/n)$
101,961	Al ₂ O ₃	0,1071	0,00105	0,017122	3,95	0,0613491	0,242329
56,077	CaO	0,4202	0,007493		3,35	0,4376469	1,466117
71,844	FeO	0,0074	0,000103		5,74	0,0060158	0,034531
40,304	MgO	0,0794	0,00197		3,58	0,1150601	0,411915
70,937	MnO	0,00525	7,4E-05		5,37	0,0043225	0,023212
32,065	S	0,00848	0,000264		2,07	0,0154460	0,031973
60,084	SiO ₂	0,36565	0,006086		2,65	0,3554343	0,941901
79,847	TiO ₂	0,00646	8,09E-05		4,23	0,0047253	0,019988
Massa Específica Teórica						ρ_t	3,171966 g/cm³

Fonte: Autor

Tabela 4.5 - Massa Específica Teórica do compósito Liga de Alumínio AA6061 +Escória de Alto Forno a Carvão Coque

Compósito	Massa específica teórica (g/cm ³)
Liga AA6061	2,709268852
Liga AA6061 + 5% de escória	2,732403704
Liga AA6061 + 10% de escória	2,755538556
Liga AA6061 + 15% de escória	2,778673408

Fonte: Autor

A massa específica real apresentada na tabela abaixo foi obtida pelo método geométrico, por meio de medições e pesagens dos corpos de provas, a tabela 4.6 apresenta os valores das massas específicas médias e respectivos desvios, sendo que foram efetuadas cinco medições em três corpos de provas para cada compósito fabricado, afim de minimizar erros e permitir melhor representatividade. Por fim é calculada a densidade relativa a verde dos compactados que é apresentada na tabela 4.7.

Tabela 4.6 - Massa específica real da liga de alumínio AA6061 e dos compósitos com diferentes teores de escória de alto forno a carvão coque a verde

Massa específica real do compósitos	
Material	Massa específica real(g/cm ³)
Liga AA6061	2,5634 ± 0,0302
Liga AA6061 + 5% de escória	2,5995± 0,0224
Liga AA6061 + 10% de escória	2,6881 ± 0,0202
Liga AA6061 + 15% de escória	2,7005± 0,0260

Fonte: Autor

Tabela 4.7 - Massa Específica relativa a verde da liga de alumínio AA6061 e dos compósitos com diferentes teores de escória de alto forno a carvão coque a verde

Densidade relativa a verde				
Materiais	Liga AA6061	Liga AA6061 + 5% de escória	Liga AA6061 + 10% de escória	Liga AA6061 + 15% de escória
Massa específica teórica (g/cm³)	2,7092	2,7324	2,7555	2,7786
Massa específica real (g/cm³)	2,5634	2,5995	2,6882	2,7005
Massa específica relativa (%)	94,6183	95,1362	97,5555	97,1877

Fonte: Autor

4.2.3 Compressibilidade dos compactados verdes produzidos uniaxialmente

A curva de compressibilidade dos compósitos liga AA6061 com escória de alto forno a carvão coque produzidas uniaxialmente a partir de várias pressões de 160 a 960 MPa, com intervalo 160 MPa é apresentada na figura 4.7. Para tanto inicialmente foi determinado a densidade relativa dos compósitos a verde para as diferentes pressões e que são apresentados na tabela 4.8.

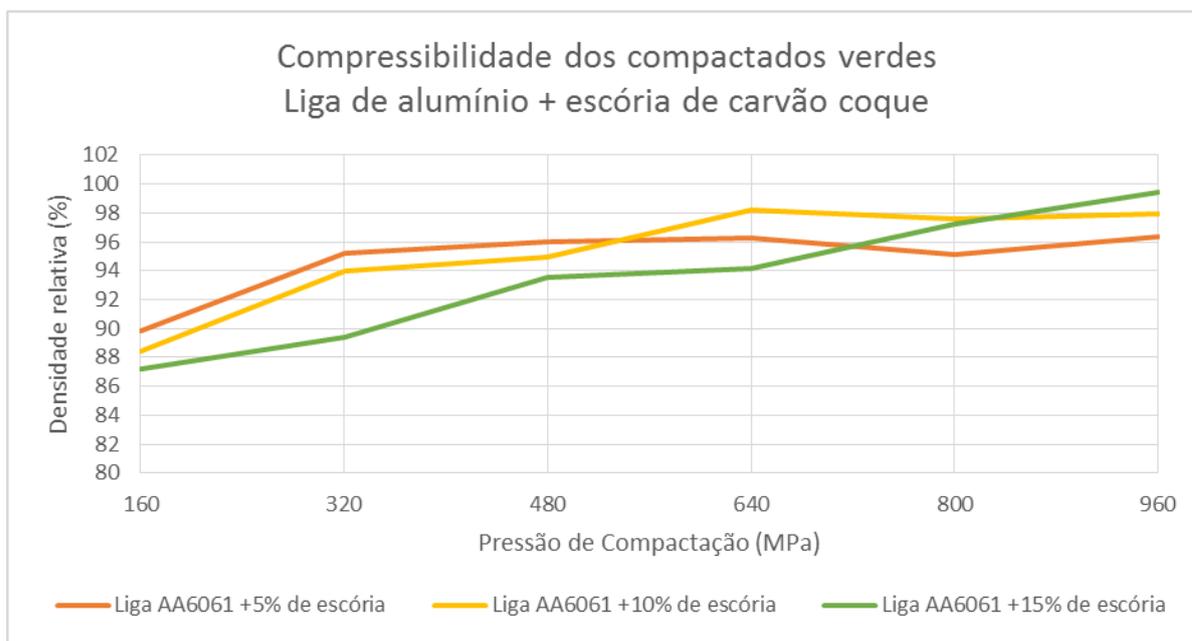


Figura 4.7 - Curva de compressibilidade para os compactados verdes (liga de alumínio + escória de carvão coque)

Fonte: Autor

Tabela 4.8 - Densidade relativa para diferentes pressões de compactação dos compósitos a verde

DENSIDADE RELATIVA PARA DIFERENTES PRESSÕES						
	Liga AA6061 + 5% de escória					
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica	2,732404	2,732404	2,732404	2,732404	2,732404	2,732404

das misturas em pó (ρ_t)						
Massa específica real a verde (ρ_{real})	2,454312	2,602286	2,624255	2,630032	2,599506	2,63177
Densidade relativa (%)	89,82246	95,23798	96,04199	96,25342	95,13622	96,31702
	Liga AA6061 + 10% de escória					
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica das misturas em pó (ρ_t)	2,755539	2,755539	2,755539	2,755539	2,755539	2,755539
Massa específica real a verde (ρ_{real})	2,436631	2,589514	2,617368	2,705619	2,688179	2,698213
Densidade relativa (%)	88,42665	93,97489	94,98571	98,18841	97,5555	97,91961
	Liga AA6061 + 15% de escória					
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica das misturas em pó (ρ_t)	2,778673	2,778673	2,778673	2,778673	2,778673	2,778673
Massa específica real a verde (ρ_{real})	2,423463	2,485104	2,598722	2,615977	2,700531	2,761931
Densidade relativa (%)	87,21656	89,43492	93,52384	94,14481	97,18778	99,39746

Fonte: Autor

A curva de densidade relativa versus pressão aplicada apresenta um comportamento típico de compressão de pós-metálicos, ou seja, à medida que se aumenta a pressão de compactação, ocorre o aumento da área de contato entre as partículas do pó, resultando na deformação por meio da camada superficial de óxido, que por sua vez, viabiliza a união das partículas por encruamento do material entre as duas superfícies metálicas. Em consequência, produziu-se um maior empacotamento a frio e a redução de vazios até atingir um limite máximo de densificação.

À maiores pressões de compactação, as partículas sofrem maior deformação, onde também são incrementadas as forças de fricção entre as frações dos pós, uma vez que a maioria dos metais se endurece na deformação a frio. Dessa forma, o excesso da pressão de conformação pode dificultar a densificação. A melhor eficiência da pressão aplicada sobre um material será quando se utilizam pressões médias de conformação, de modo que as partículas de pós possam aumentar sua área de contato e atingir a deformação plástica.

Baseado nestes resultados, foi selecionada a pressão de 800 MPa para realizar as compactações dos corpos de prova a serem utilizados no ensaios de propriedades mecânicas (dureza e resistência à flexão) e análise microestrutural (microscopia eletrônica de varredura).

4.2.4 Resistência a verde dos compactados

Com o intuito de se verificar a resistência do material a verde para que o mesmo pudesse ser manipulado sem o risco de perder sua forma e, também, para efeito de comparação do ganho de resistência produzido pela consolidação via sinterização, foram realizados ensaios de flexão de três

(03) pontos nos materiais compactados a 800 MPa de pressão. Estes resultados podem ser observados na tabela 4.9 a seguir.

Tabela 4.9 - Resistência à flexão dos materiais compactados a verde.

	Resistência (MPa)	Desvio
Liga de Alumínio AA6061	11,52	3,80
Compósito com 5% de escória	17,47	2,50
Compósito com 10% de escória	28,22	4,10
Compósito com 15% de escória	36,83	3,2

Fonte: Autor

4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS PRODUTOS SINTERIZADOS

4.3.1 Microestrutura

É possível observar a partir da imagem da figura 4.8 que a sinterização da liga de alumínio AA6061 sem adição de escória se mostrou eficiente no sentido de não indicar porosidade aparente. No entanto, a análise da composição química por EDS indicou a presença de uma elevada concentração de oxigênio (cerca de 18%), o que sugere que parte do pó da liga de alumínio estava oxidado, uma vez que a sinterização ocorreu sob atmosfera inerte. O círculo nas figuras 4.8 a 4.11 indica o local onde foi realizado o EDS.

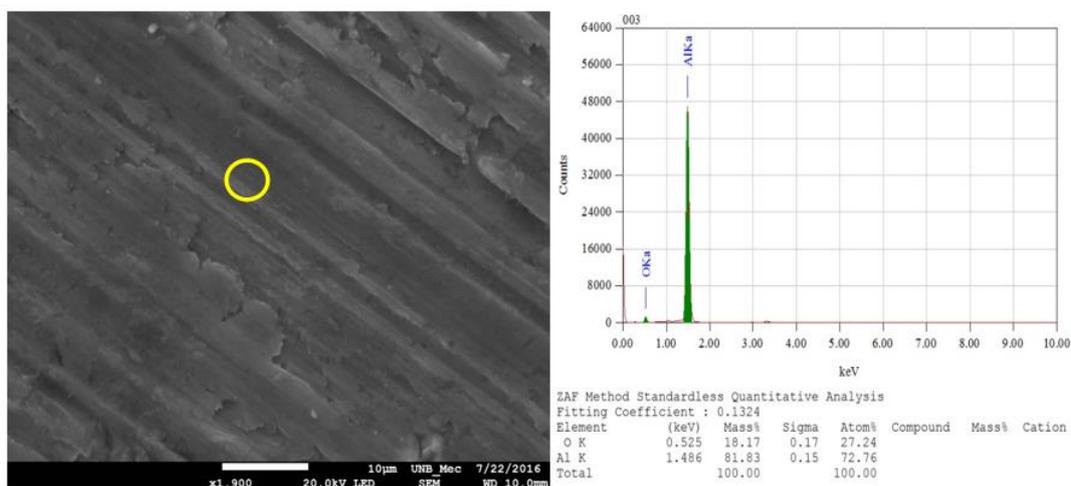


Figura 4.8 - Imagem de MEV e resultado de EDS da liga de alumínio AA6061 sinterizada.

Fonte: Autor

Com relação ao compósito com 5% de escória, é possível observar a presença de partículas de reforço de tamanhos variados dispersas de maneira relativamente uniforme, conforme figura 4.97. A análise em EDS dessas partículas confirma serem estas de escória cujas composições são ricas em alumínio, silício, manganês, ferro e cobre.

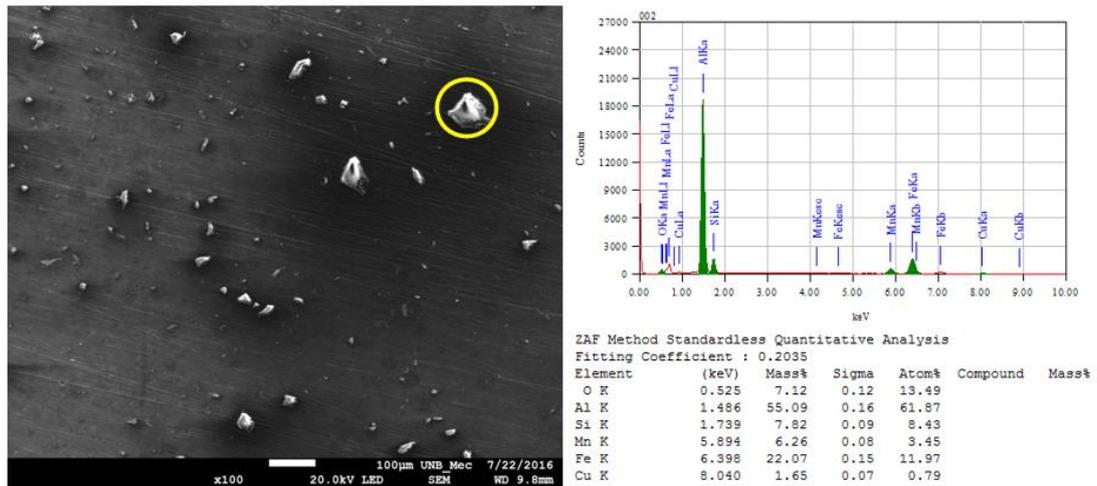


Figura 4.9 - Imagem de MEV e resultado do EDS dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.
Fonte: Autor

Para os compósitos com 10 e 15% de reforço, é possível observar a partir das figuras 4.10 e 4.11 um sensível aumento da concentração destas partículas, as quais mantêm-se distribuídas uniformemente na matriz de liga de alumínio. Novamente, os círculos indicam o local onde foram realizados os EDS.

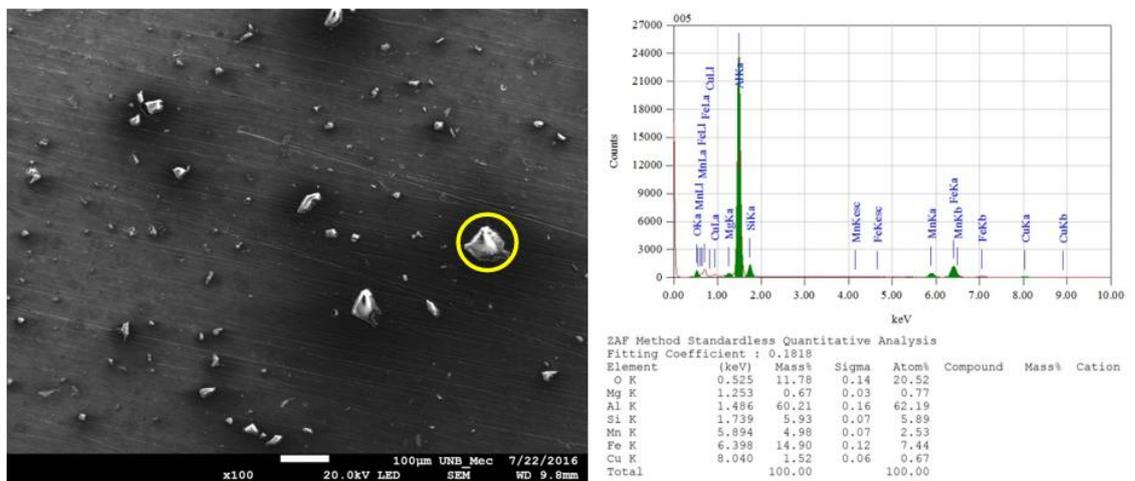


Figura 4.10 - Imagem de MEV e resultado do EDS dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 10% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.
Fonte: Autor

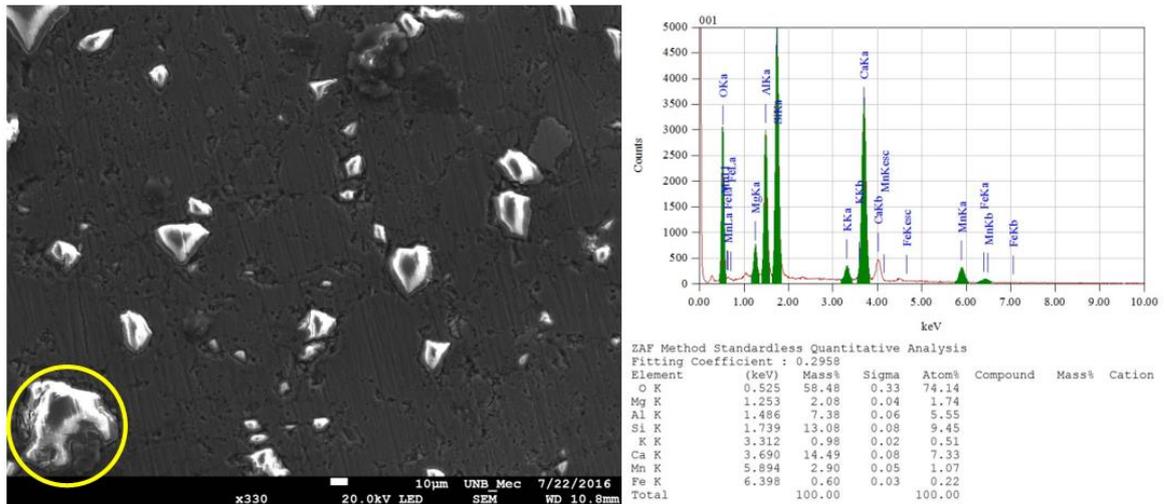


Figura 4.11 - Imagem MEV dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.

Fonte: Autor

4.3.2 Densificação

As densificações obtidas após o processo de sinterização dos compósitos para todos os teores de reforço e em diferentes pressões de compactação foram calculadas através da equação 3.4 e podem ser observadas nas tabelas 4.10, 4.11 e 4.12.

Tabela 4.10 - Densificação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.

Liga de Alumínio AA6061 + 5% de escória						
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica	2,732404	2,732404	2,732404	2,7324037	2,732404	2,732404
Massa específica a verde (g/cm ³)	2,454312	2,602286	2,624255	2,6300320	2,599506	2,631770
Massa especificado sinterizado (g/cm ³)	2,472100	2,618610	2,647870	2,6848830	2,701030	2,718470
Densificação	0,063964	0,125455	0,218356	0,535800	0,763924	0,861538

Fonte: Autor

Tabela 4.11 - Densificação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 10% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.

Liga de Alumínio AA6061 + 10% de escória						
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica	2,755539	2,755539	2,755539	2,7555385	2,755539	2,755539
Massa específica a verde (g/cm ³)	2,436631	2,589514	2,617368	2,7056194	2,688179	2,698213
Massa específica do sinterizado (g/cm ³)	2,464220	2,612910	2,644150	2,7387600	2,736590	2,740760
Densificação	0,086511	0,141060	0,193810	0,663860	0,718670	0,742190

Fonte: Autor

Tabela 4.12 - Densificação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.

Liga de Alumínio AA6061 + 15% de escória						
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica	2,778673	2,778673	2,778673	2,7786734	2,778673	2,778673
Massa específica a verde (g/cm³)	2,423463	2,485104	2,598722	2,6159768	2,700531	2,761931
Massa específica do sinterizado (g/cm³)	2,428450	2,54245	2,67079	2,6932700	2,739570	2,76693
Densificação	0,014040	0,19535	0,40050	0,475070	0,499610	0,29868

Fonte: Autor

De acordo com os resultados de apresentados, é possível constatar que a sinterização provocou a densificação de todos os materiais e que quanto maior a pressão de compactação utilizada maior foi a densificação produzida, independentemente do teor de escória utilizado.

4.3.3 Densidade relativa e porosidade dos compósitos sinterizados

Analogamente ao item 4.2.3 tem-se as curvas de compressibilidade dos compósitos liga AA6061 com escória de alto forno a carvão coque após a sinterização das amostras, que foram produzidas por compactação uniaxial em matriz metálica a em várias pressões diferentes, de 160 a 960 MPa. Estas curvas, com intervalo 160 Mpa estão apresentadas na figura 4.12. Para tanto, foram determinadas as densidades relativas dos compósitos sinterizados para as diferentes pressões e que são apresentados na tabela 4.13.

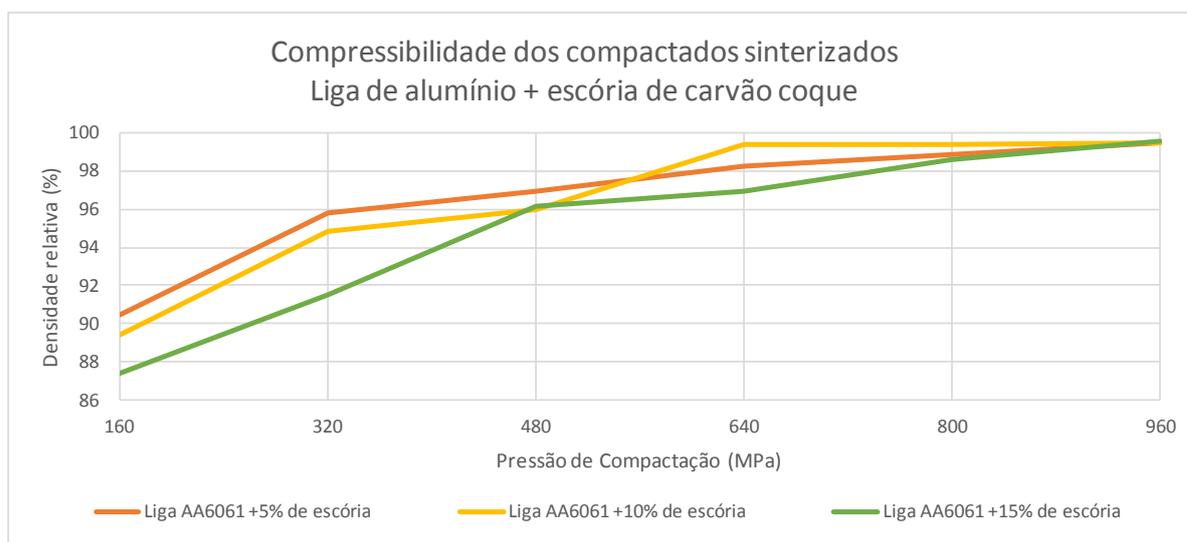


Figura 4.12 - Compressibilidade dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5, 10, 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizado.

Fonte: Autor

Tabela 4.13 - Densidade relativa para diferentes pressões de compactação dos compósitos de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5, 10, e 15% de escória de alto forno a carvão coque sinterizados

DENSIDADE RELATIVA PARA DIFERENTES PRESSÕES

Liga AA6061 + 5% de escória						
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica das misturas em pó (ρ_t)	2,732404	2,732404	2,732404	2,732404	2,732404	2,732404
Massa específica real do sinterizado (ρ_{real})	2,472100	2,618610	2,647870	2,6848830	2,701030	2,718470
Densidade relativa (%)	90,47357	95,83538	96,90624	98,26083	98,85178	99,49004
Porosidade (%)	9,52643	4,16462	3,09376	1,73917	1,14822	0,50996
Liga AA6061 + 10% de escória						
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica das misturas em pó (ρ_t)	2,755539	2,755539	2,755539	2,755539	2,755539	2,755539
Massa específica real do sinterizado (ρ_{real})	2,464220	2,612910	2,644150	2,7387600	2,736590	2,740760
Densidade relativa (%)	89,42787	94,82391	95,95763	99,39108	99,41233	99,46366
Porosidade (%)	10,57213	5,17609	4,04237	0,60892	0,58767	0,53634
Liga AA6061 + 15% de escória						
	160 MPa	320 MPa	480 MPa	640 MPa	800 MPa	960 MPa
Massa específica teórica das misturas em pó (ρ_t)	2,778673	2,778673	2,778673	2,778673	2,778673	2,778673
Massa específica real do sinterizado (ρ_{real})	2,428450	2,54245	2,67079	2,6932700	2,739570	2,76693
Densidade relativa (%)	87,39603	91,49871	96,11746	96,92648	98,59274	99,57738
Porosidade (%)	12,60397	8,50129	3,88254	3,07352	1,40726	0,42262

Fonte: Autor

Com base nestes resultados, podemos constatar que há um aumento progressivo da densidade relativa do compósito com o incremento da pressão de compactação até 800 MPa. No entanto, podemos admitir que a partir de 800 MPa, o incremento na pressão de compactação praticamente não provocou aumento na densidade relativa do material. A porosidade aparente residual para o compósito variou da ordem de 12,60 a 0,42%. Estes resultados indicam que a compactação, mesmo para baixas pressões, foi eficiente, proporcionando a produção via metalurgia do pó de um material com baixa porosidade. Diante deste resultado, selecionou-se a pressão de 800 MPa para a compactação dos corpos de prova a serem submetidos aos ensaios para determinação das propriedades mecânicas (dureza e resistência à flexão).

4.4 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS PRODUTOS SINTERIZADOS

4.4.1 Dureza Rockwell H

A avaliação do efeito nas propriedades mecânicas dos diferentes percentuais em peso de escória de alto forno a carvão coque na liga de Alumínio AA6061 foi observado, pela determinação da dureza por meio do ensaio de Dureza Rockwell H.

A figura 4.13 apresenta um gráfico da dureza média dos compósitos com seus respectivos desvios. É possível perceber que o incremento da quantidade de escória de alto forno a carvão coque

produz um aumento na dureza da liga de alumínio AA6061, produzida nas mesmas condições de sinterização. O aumento máximo produzido nesta propriedade pela adição de escória foi da ordem de 79,37% (para a concentração de 15%). Apesar de ser considerada uma propriedade pontual e, portanto, sujeita a variações devido a heterogeneidades inerentes aos materiais compostos, esta se mostrou bastante uniforme (apresentou pequenos desvios), o que indica que o material, para todos os teores produzidos, apresentou uma boa homogeneidade.

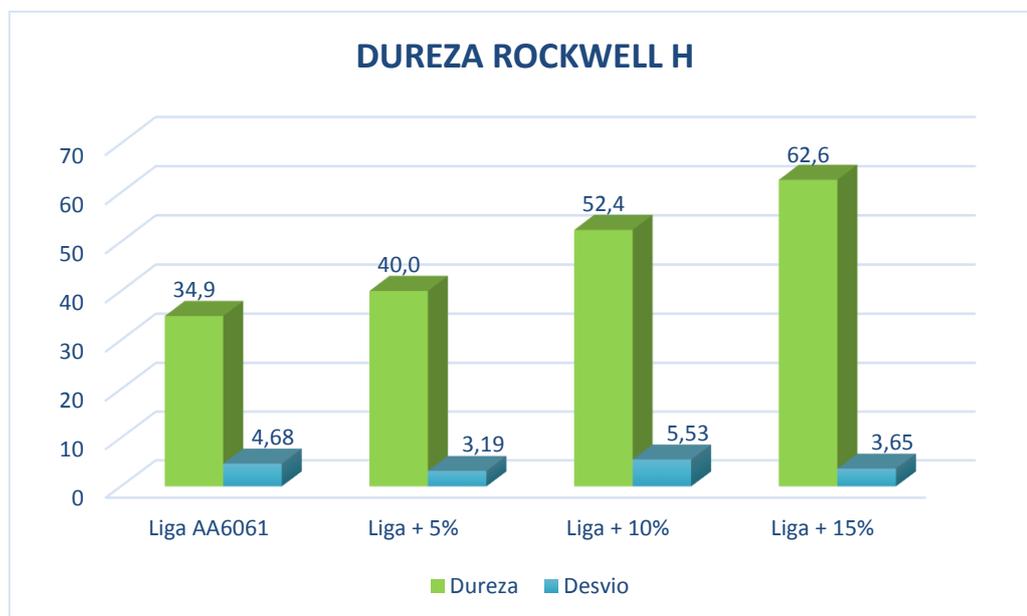


Figura 4.13 - Resultado da média e desvio do ensaio de dureza Rockwell H dos materiais produzidos
Fonte: Autor

Os baixos valores de dureza encontrados, quando comparados à dureza da liga de alumínio AA6061 produzida por fusão (durezas da ordem de 60 RockWell B), podem ser justificados pela oxidação prévia do pó da liga de alumínio utilizada. Esta oxidação provoca a produção de um filme de óxido de alumínio na superfície das partículas que dificulta a difusão atômica durante a sinterização (DAS, 1997), fazendo com que a interface entre as partículas fique fragilizada, prejudicando, portanto, as propriedades mecânicas do material.

4.4.2 Resistência a Flexão

A avaliação do efeito nas propriedades mecânicas dos diferentes percentuais em peso de escória de alto forno a carvão coque na liga de Alumínio AA6061 foi observado, também, pela determinação da resistência à flexão por meio do ensaio de flexão em três pontos. A figura 4.14 apresenta um gráfico com os resultados obtidos do ensaio de flexão em 3 pontos para a liga de alumínio AA6061 e para os compósitos da liga alumínio com adição de escória de alto forno a carvão coque em diferentes concentrações.

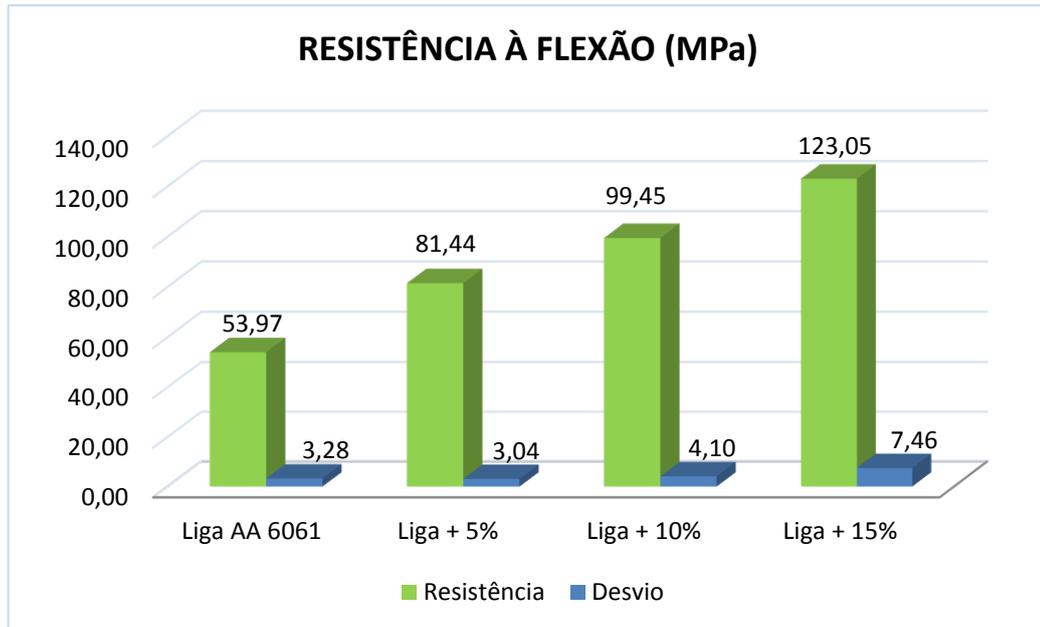


Figura 4.14 - Resultado de média e desvio do ensaio de flexão em 3 pontos dos materiais produzidos
Fonte: Autor

É possível observar que a adição da escória à liga de alumínio produziu um aumento progressivo na resistência à flexão do material base com relação aos teores adicionados, chegando o valor desta propriedade a mais que dobrar quando da adição de 15% de escória (aumento de mais de 127%). Este aumento da resistência à flexão do material provocado pela adição da escória pode ser explicado pela presença do reforço particulado fino gerar distorções na rede cristalina, dificultado a movimentação das discordâncias e, por consequência, o deslizamento dos planos compactos, provocando o enrijecimento do material.

Semelhantemente aos resultados de dureza, os valores de resistência à flexão encontrados apresentaram pouca variação (pequeno desvio) entre os corpos de prova ensaiados (três corpos de prova para cada concentração de reforço), no entanto, tanto para a liga de alumínio quanto para o compósito em todas as concentrações utilizadas, os valores encontrados para esta propriedade foram baixos, quando comparados à resistência à flexão da liga AA6061 obtida pelo processo de fusão (resistência à flexão da ordem de 200 MPa). A justificativa para este resultado vem no mesmo sentido da apresentada para a dureza, que sugere a oxidação parcial do pó da liga de alumínio como responsável pelos baixos valores encontrados para esta propriedade.

As curvas Tensão x Deformação que foram levantadas para cada amostra segundo a equação apresentada no tópico 3.3.2.2 e de acordo com a Norma ASTM B312- MFPI Standard 15 estão mostradas no Anexo I.

5. CONCLUSÕES

1. Foi possível obter o compósito de liga de alumínio AA6061 reforçado com diferentes concentrações de partículas de escória de alto forno a carvão coque via metalurgia do pó;
2. De acordo com os resultados de compressibilidade, quanto maior a pressão de compactação utilizada, maior a densidade relativa produzida no compactado a verde. No entanto, com relação ao material sinterizado, a partir de 800MPa esta variação na densidade produzida é mínima, estabilizando-se em cerca de 99%;
3. A inserção do particulado de escória na liga de alumínio provocou um acréscimo nas propriedades mecânicas (dureza e resistência à flexão) do material, sem alterar de forma significativa a sua densidade, quando comparado com a liga obtida pelo mesmo processo;
4. O aumento na concentração de escória produziu um aumento progressivo nas propriedades mecânicas (dureza e resistência à flexão) do material. Com relação à resistência à flexão o valor desta propriedade mais que dobrou para o teor de 15% de escória quando comparado com a liga sem reforço obtida pelo mesmo processo;
5. Os baixos valores de propriedades mecânicas (dureza e resistência à flexão) encontrados para a liga de alumínio AA6061e para os compósitos produzidos (para todos os teores de escória de alto forno a carvão coque utilizados) via metalurgia do pó, apesar do elevado nível de densificação atingido pelo material e pelo baixo percentual de porosidade aparente, sugerem que a oxidação prévia superficial das partículas da liga de alumínio possa ter prejudicado a completa consolidação do material, produzindo uma fragilização nas interfaces entre partículas e, portando, uma redução das propriedades mecânicas;
6. Apesar de ser considerada um resíduo da redução do minério de ferro, a escória de alto forno a carvão coque, na sua forma particulada, constitui um eficiente reforço para a liga de alumínio AA6061, conferindo a este resíduo uma nova possibilidade de aproveitamento na indústria metal-mecânica, além de contribuir com a questão ambiental.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Analisar o desempenho do reforço de escória de alto forno a carvão coque em outros tipos de ligas de alumínio;
2. Estudar a influência da temperatura e do tempo de sinterização dos materiais compósitos obtidos neste trabalho e relacioná-la com as propriedades mecânicas obtidas;
3. Avaliar a viabilidade econômica da utilização deste material em um determinado componente.
4. Estudar as interfaces Al/Escória
5. Estudar o impacto da oxidação da liga de alumínio AA 6061 na fabricação dos compósitos produzidos neste trabalho.
6. Analisar a viabilidade do beneficiamento da escória de modo a obter um padrão de qualidade nas peças produzidas pelo mesmo processo.

7. REFERÊNCIAS

- ABAL - Associação Brasileira do Alumínio, Fundamentos e aplicações do alumínio 2007, 68 p.
- ALCAN, Manual de Soldagem. Alcan Alumínio do Brasil S/A, 1. ed., 1993.
- ALCOA NO BRASIL. Disponível em [http //www.alcoa.com/brazil/catalog](http://www.alcoa.com/brazil/catalog). Acesso em: 19 mar. 2014
- AQUINO, R.C.M.P. Desenvolvimento de compósitos de fibras piaçava de espécie *attalea funífera* mart e matriz de resina poliéster, Campos do Goitacazes – RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense, 2003, 150p. Tese (Doutorado).
- ASM – Aerospace Specification Metals, inc.2891 N.W .22 Terrace Pompano Beach, FL 33069.
- ArcelorMittal - <http://blog.arcelormittal.com.br/o-aco-e-a-economia-circular/> . Acesso em: 19 jul. 2014
- ASTHANA, R. Processing Effects on the Engineering Properties of Cast Metal_ Matrix Composites. *Advanced Performance Materials*, v. 5, 213_55, 1998.
- BEGG, A.R., Dolowy, J.F. Applications For Metal Matrix Composites, *ibid*.32 p.220-224, 1992.
- BOWEN,A.W.; Ardakani,M.; Humphreys,?.!. The Effect of Particle Size and Volume Fraction on Deformation and Recrystallisation Textures in Al-SiC Metal Matrix Composites. *Ibid* **32**. p.241-246, 1990.
- BRAVO SALAZAR, J. A Estudo do Processo de Fabricação de Compósitos AA6061+TiCN por Sinterização do Produto, Campinas-SP, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas,2007, 200p. Tese (Doutorado).
- CALLISTER JR, WILLIAM D., *Ciência e Engenharia de materiais _Uma Introdução*, Editora LTC, 7ªed, 2008.
- CARACOSTAS, C. A. CHIOU, W.A., FINE, M. E., CHENG, H.S.TribologicalPropertiesofAluminumAlloy Matrix TiB2 CompositePreparedby In Situ Processing.*Metallurgical and Materials Transactions A* v. 28A, 491-01, 1997.
- CARREÑO-MORELLI, E. et al. Processing and characterization of aluminum-based MMCs produced by gas pressure infiltration.*Materials Science &engineering.Lausanne*,v. A 251,n. 1-2, p. 48-57, ago. 1998.
- CHAWLA, K. K. *Ceramic Matrix Composites – London*, Chapman & Hall, 1993.(Caracterização Microestrutural, Mecânica e Tratamentos Térmico de Material Compósito Alsic Obtido Por Conformação Por “Spray”).
- CLYNE T.W.; WITHERS P..J. *An introduction to metal matrix composites*. Cambridge University press, 1993. 509p.
- CORNIE, J.A., Mortensen, A., Field, F., Stokes, S. Technical and Commercial Implications of Solidification Processing and Pressure Infiltration Casting Technology for Fiber Reinforced Metal Composites, in: *INNOVATIONS IN MATERIALS - APPLICATION IN THE TRANSPORTATION INDUSTRIES*, Turin, Proceedings, June-1989.
- DANIEL, I.; ISHAI, O. *Engineering mechanics of composite materials*. New York: Oxford University, 1994.395p.

DAS,T., MUNROE, P., BANDYOPADYAY,S., BELL, T., SWAIN, M.V. Interfacial Behaviour of 6061/Al₂O₃ Metal Matrix Composite. *Materials Science and Technology*, v.13, 778-84, 1997.

DEGISTER H. P. Innovative light metals: metal matrix composites and foamed aluminium. *Materials & Design*. Great Britain, v.18 4/6,p.221-226, 1997.

FINOT, M., Shen, Y.L., Needleman, A., Suresh, S. Micromechanical Modeling of Reinforcement Fracture in Particle-Reinforced Metal-Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, V.25A, p.2403-2420, 1994.

FOGAGNOLO, J.B. Estudo do Processo de Fabricação de Materiais Compósitos de Matriz de Alumínio por Metalurgia do Pó, Via Ligação Mecânica e Extrusão. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. 2000.

FREDEI, M.C; Alarcon, E.E.; Klein, A.N. Componentes de Al Sinterizado: -Tecnologia de Fabricação e Caracterização Mecânico-Microestrutural. in: CBECIMAT, 9, Águas de São Pedro-SP, 1990. Anais. v.I.

GIBSON, R.F.(1994), *Principles of Composite Material Mechanics*-McGraw, New York.

GORDO,E, VELASCO, F,ANTÓN,N, TORRALBA, J,M. Wear Mecachanismms in High Speed Steel Reinforced with(NbC)_p and (TaC)_p MMCs. *Wear*. V 239, 251-259,2000.

GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ, A Metalurgia do Pó – Alternativa Econômica com Menor Impacto Ambiental. *Metallum*, São Paulo – SP, 2009.

HENSHALL,G.A., Kassner,M.F., McQueen: Dynamic Restauration Mechanisms in Al- 5.8% at. Mg Deformed to Large Strains in the Solute Drag Regime. *Metallurgical Transactions A*, v.23A, p.881-889, 1992.

HUMPHREYS, F.J.; Miller, W.S.; Djazeb,M.R. Microstructural Development During Thermomechanical Processing of Particulate Metal Matrix Composites. *Material Science & Technology*, v.6, p.I 157-1166, 1990.

HUNT, Jr,W.H.; Osman,T.M.; Lewandowski,J.J. Microstructure – Property Relationships for an Al/SiC Composites With Diferent Deformation Histories, in: FABRICATION OF PARTICULATES REINFORCED METAL COMPOSITES, ASM International Conference, Proceedings. Montreal, setembro -1990.

IAI – The International Aluminium Institute. Disponível em <http://www.world-aluminium.org/>, 2014. Acesso em: 19 set. 2014

INSITUTO AÇO BRASIL. Disponível em: www.acobrasil.org.br/

JOHN, V.M. Cimentos de escória ativada com silicatos de sódio. São Paulo : EP USP, 1995 (Tese de Doutorado)

JOHN, Vanderley M. et al. Reciclagem de escória de alto-forno no Brasil. SEMINÁRIO NACIONAL SOBRE REUSO/RECICLAGEM DE RESÍDUOS SÓLIDOS INDUSTRIAIS. São Paulo: SEMA-SP/FIESP/CETESB, 2000.

KELES, Karen Costa. Influência da basicidade da escória de alto forno como adição ao concreto. 2011.

KO, B-C, YOO, Y-C. Transition Behavior of Hot Restoration for Al 2024 Compósitos Reinforced With SiC Particles. *Journaul of Materials Science Letters*, v.18, 1277-79,1999

LEE, W-S, SHYO, J-C., CHIOU, S-T. Effect of Strain Rate on Impact Response and Dislocation Substructure of 6061 – T6 Aluminum Alloy. *Scripta Materialia*, v.42,51-6,2000.

LENEL, F.V., 1980 - "Powder Metallurgy: Principles and Application". Metal Powder Metallurgy Federation.

Lienkamp, M. Comment on "The Ultimate Tensile Strength of Metal and Ceramic -Matrix Composites, M.Y.He, A.G.Evans, W.A. Curtin, *Acta Metall Mater* 41, 871-878 (1993)"; *Scripta Metallurgica et Materialia*, v.31, n.12, p.1755-1756, 1994.

LIMA, EMMANUEL P.R. Estudo da Ciência de Recristalização de liga de alumínio AA 8011 na condição H18, Recife, Universidade Federal de Pernambuco, 2002. 80p. Dissertação.

LINDROOS, V.K.; TALVITIE M.J. Recent advances in metal matrix composites. *Journal of Materials processing Technology*. Lausanne, v.53, n.1-2, p273-284, ago.1995.

LUMLEY, R. N., SERCOMBE, T. B., SCHAFFER, G. B., 1999 – "Surface Oxide and the Role of Magnesium During the Sintering of Aluminium", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol 30A, p 457 – 463.

M. Allibert e V. D. Eisenhüttenleute, *Slag Atlas*, Düsseldorf: ed. VDEh. Verlag Stahleisen GmbH, 1995.

MANOHARAN, M., GUPTA, M. Effect of Silicon Carbide Volume Fraction on the Work Hardening Behaviour of Thermomechanically Processed Aluminium-based Metal-Matrix Composites. *Composites Part B : Engineering*, v. 30, 107-12, 1999.

MATAIX, D.B. Investigación de la Interacción Matriz-Partícula em Materiales Compuestos de Matriz de Aluminio Reforzados com Intermetálicos. Influencia en las características Resistentes. Tesis Doctoral. Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales. Universidad Politécnica de Valencia, 1999.

MEIJER, G., ELLYIN, F., XIA, Z., Aspects of Residual Thermal Stress/Strain in Particle Reinforced Metal Matrix composites. *Composites Part B : Engineering*, v. 31, 29-7, 2000.

MICHAUD, V., MORTENSEN, A. Infiltration processing of fibre reinforced composites: governing phenomena. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Oxford, v. 32, n.8, p. 081-996, set 2001.

MILLIÉRE, C.; SUERY, M. Fabrication and Properties of Metal Matrix Composites Based on SiC Fibre Reinforced Aluminium Alloys. *Materials Science and Technology*, v. 4, p.41-51, 1988.

MOURISCO, A. J. Preparação e caracterização de compósito de matriz de Alumínio 1100 com Partículas de SiC por Metalurgia do pó, São Paulo- SP, Instituto de Pesquisas Energéticas e nucleares, 1995. 88p. Dissertação.

NASCIMENTO, J. F. Estudo expansibilidade em escória de aciaria para uso em pavimentação rodoviária. Belo Horizonte 2003. 177f. Universidade Federal de Minas Gerais. 2003. 177p. Dissertação.

NAVAS, E. M. R. Materiales Compuestos de Matriz de Aluminio Reforzados com Carburos. Optimización Del Proceso via Aleacion Mecánica. Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. Escuela técnica Superior de Ingenieros de Minas. Espanha, 1999.

NEUBING, H.C., JANG, G. , 1987 - "Sintering of Aluminum Parts: The State of Art", *MPR*, May. 1987, p.354-358.

PRADO, R. M.; FERNANDES, F. M.; NATALE, W. Uso agrícola da escória de siderurgia no Brasil: estudos na cultura da cana-de-açúcar. Jaboticabal: Funep, 2001.

PRANGNELL, P.B.; Downes, T.; Stobbs, W.M.; Withers, P.J., The Deformation of Discontinuously Reinforced MMCs-I. The Initial Yielding Behaviour, *Acta Metallurgica et Materialia*, v.42, n.10, p.3425-3436, 1994.

RALPH, R. et al. The processing of metal matrix composites – an overview. *Journal of Materials Processing Technology*. Lausanne, v.63, n.1-3, p. 339-353, jan.1997.

RAJAN, T.P. D.; PILLAI, R. M.; PAI, B.C. Functionally graded Al-Al₃Ni in situ intermetallic composites: Fabrication and microstructural characterization *Journal of Alloys and Compounds* 453 (2008) L4-L7

RAO, C. S., UPADHYAYA, G.S. Powder metallurgy Aluminium Alloy-Silicon Carbide Composites. *Brazilian Journal of Materials Science and Engineering, International Review of Materials*, v.1, n1, 1998

REN, B., Morris, J.G. Microstructure and Texture Evolution of Al During Hot and Cold Rolling, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.26A, p.31-40, 1995.

ROSSI, J. L. Reinforcements for Metal Matrix Composites produced by Powder Metallurgy. *PM World Congress*, 157-61, 1998.

SATER, J.M. Federal Materials R&D: A Metal Matrix Composites Overview. *The 4th International Conference on Aluminium alloys*, 1994.

SCHATT, W., WITHERS, K., 1997 - "Powder Metallurgy – Processing and Materials", ed. European Powder Metallurgy Association, Shrewsbury, UK.

TAYA, M., Lulay, K.E., Lloyd, D.J. Strengthening of a Particulate Metal Matrix Composite by Quenching, *Acta Metallurgica et Materialia*, v.39, n.1, p.73-87, 1991.

TORRALBA, J.M.; COSTA, C.E.; VELASCO, F.P/M aluminium matrix composites: an overview. *Journal of Materials Processing Technology*. Lausanne, v.133, n.1-2, p.203-206, fev. 2003.

THUMMLER, F., OBERACKER, R., 1993 – "Introduction to powder Metallurgy" *The Institute of Materials Series on Powder Metallurgy*.

VINSON, J.R.; CHOU, T-W. *Composites materials and their use in structures*. London, Applied Science, 1995. 438p.

WANG, C.; WANG, Q.; WANG, Z.; H.; NAKAJIMA, K., H, J. Phase alignment and crystal orientation of Al₃Ni alloy by imposition of a uniform high magnetic field *Journal of Crystal Growth* 310 (2008) 1256-1263.

YAMAGATA, H. Microstructural Evolution of Single Crystalline Aluminum During Multiple Stress Oscillation at 623K, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1992, v.27, n.9, p. 1157-1160.

YOSHIMURA, H.N. *Produção e Caracterização de Compósitos de Matriz de Al Reforçado com Partículas de SiC Obtidos por Extrusão de Pós*, Dissertação de Mestrado apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1994.

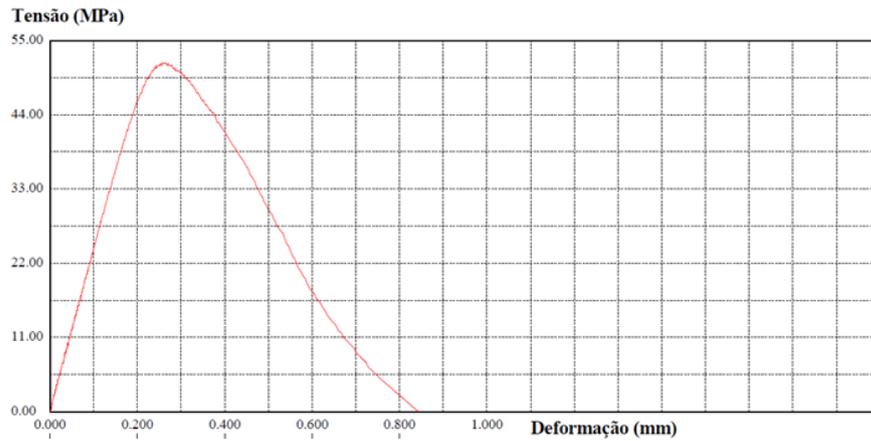
XU, Q., HAYES, R.W., HUNT JR, W. H, LAVERNIA, E. L. Mechanical Properties and Fracture Behavior of Layered 6061/SiCp/ Composites Produced by Spray Atomization and Co- Deposition. *Acta Materialia*, v.47, n1, 43-3, 1999.

XU, X.Q., Watt, D.F. Basic Role of a Hard Particles in a Metal Matrix Subjected to Tensile Loading, *Acta Metallurgica et Materialia*, v.42, n.U, p.3717-3729, 1994.

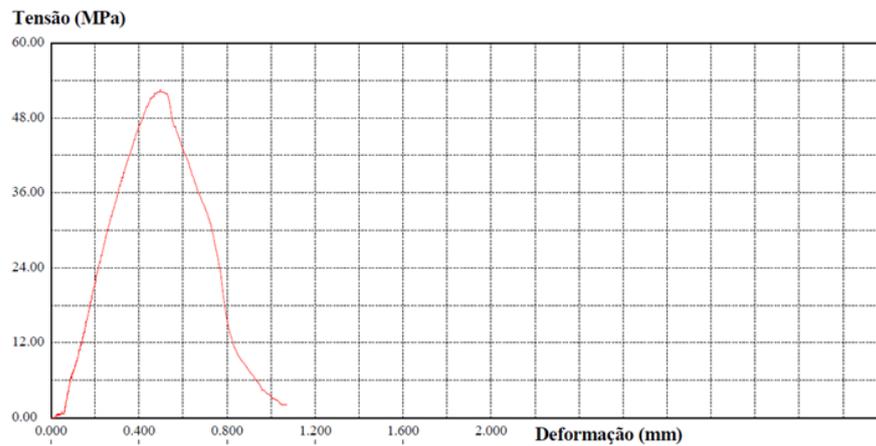
8. ANEXOS

8.1 ANEXO I - GRÁFICOS DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLEXÃO EM 3 PONTOS DOS COMPÓSITOS

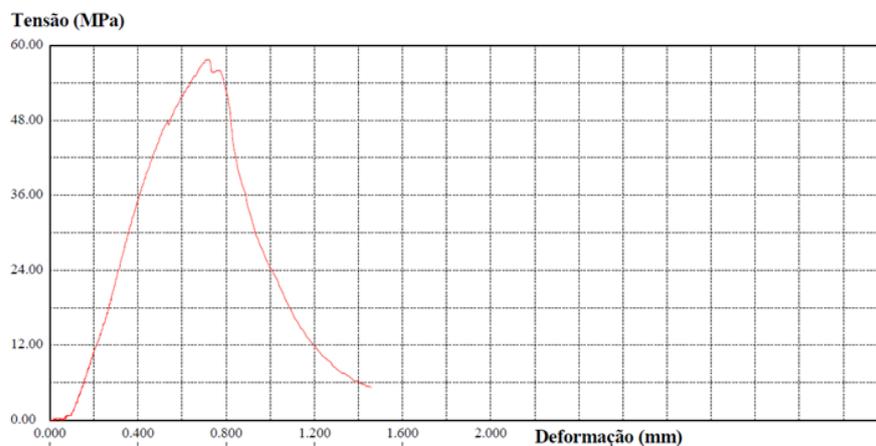
CORPO DE PROVA 01



CORPO DE PROVA 02



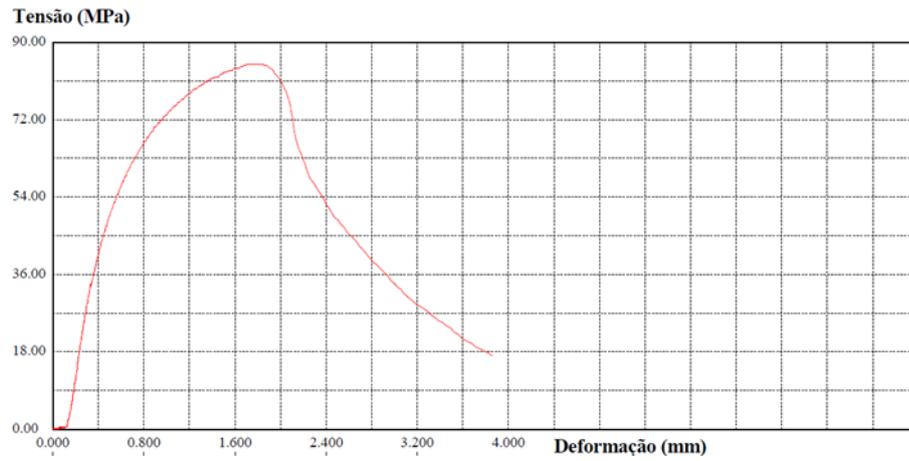
CORPO DE PROVA 03



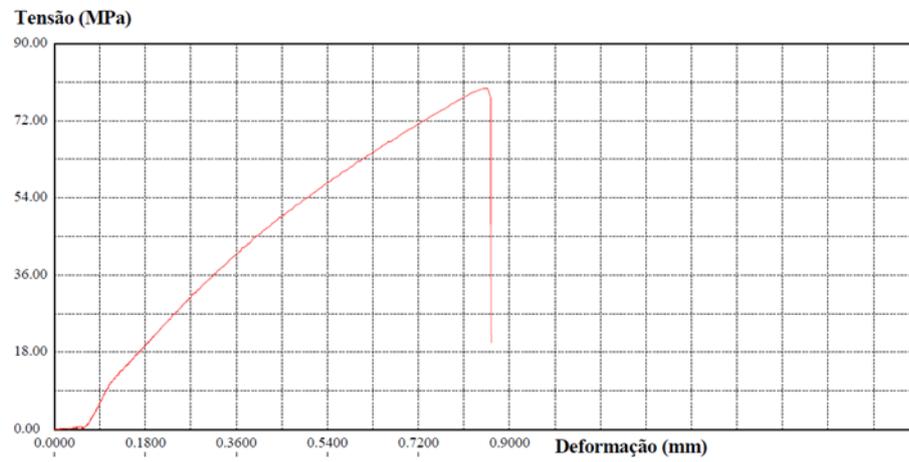
Gráficos dos resultados dos ensaios de flexão em 3 pontos para a liga de alumínio AA6061 produzida via metalurgia do pó

Fonte: Autor

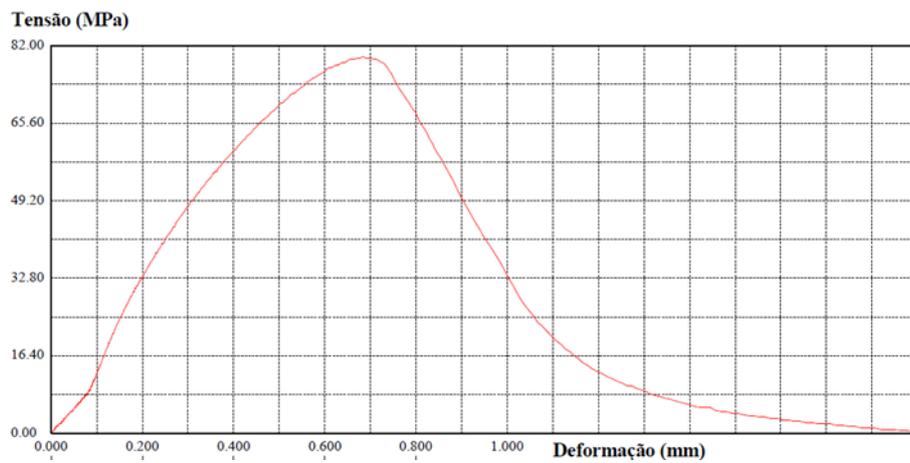
CORPO DE PROVA 01



CORPO DE PROVA 02

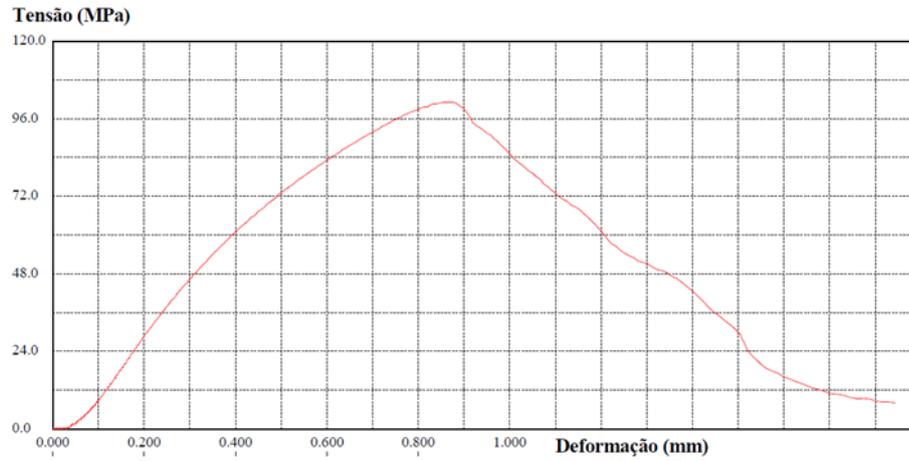


CORPO DE PROVA 03

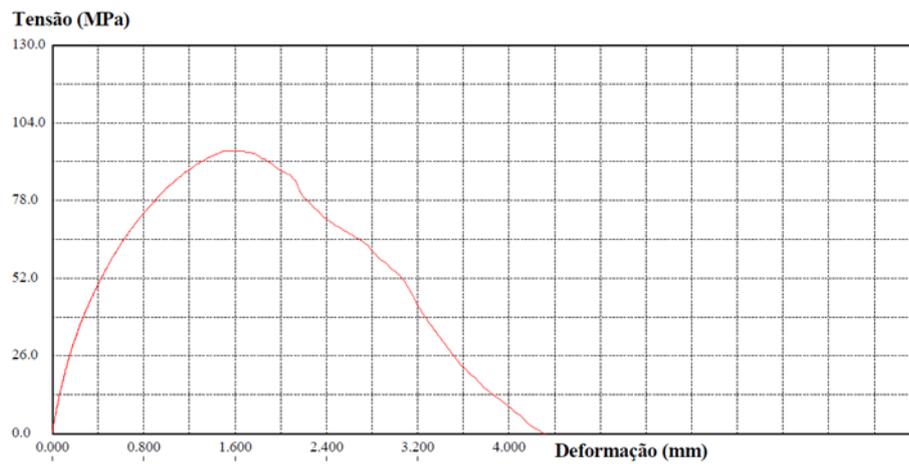


- Gráficos dos resultados dos ensaios de flexão em 3 pontos para o compósito de liga de alumínio AA6061 reforçado com 5% de escória de alto forno a carvão coque produzida via metalurgia do pó.
Fonte: Autor

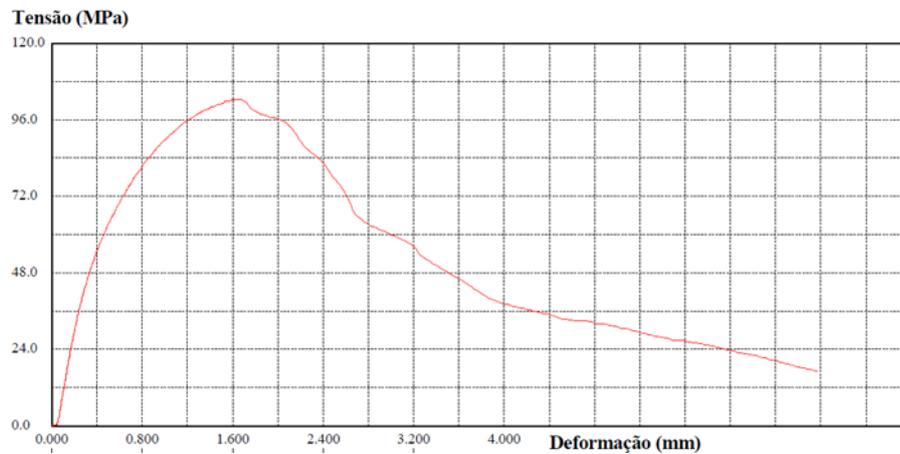
CORPO DE PROVA 01



CORPO DE PROVA 02

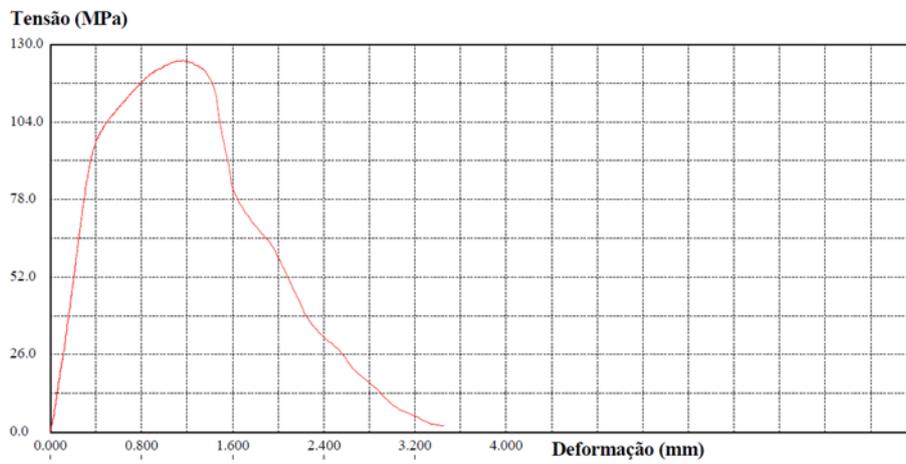


CORPO DE PROVA 03

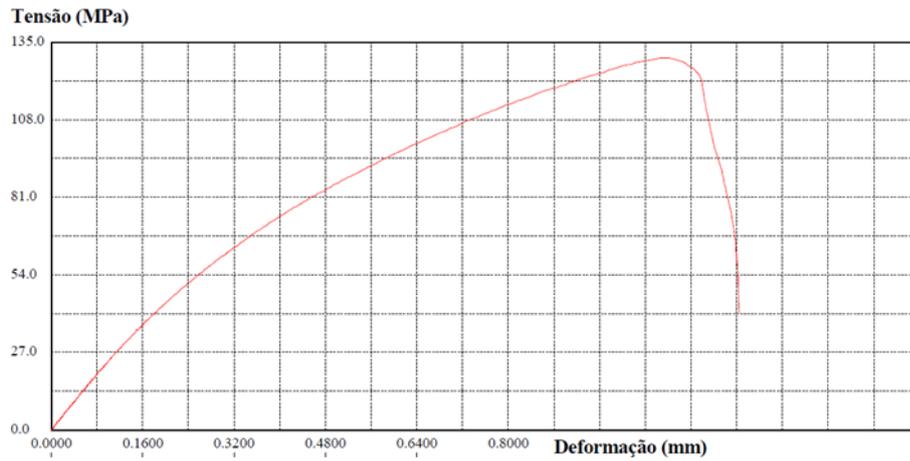


Gráficos dos resultados dos ensaios de flexão em 3 pontos para o compósito de liga de alumínio AA6061 reforçado com 10% de escória de alto forno a carvão coque produzida via metalurgia do pó.
Fonte: Autor

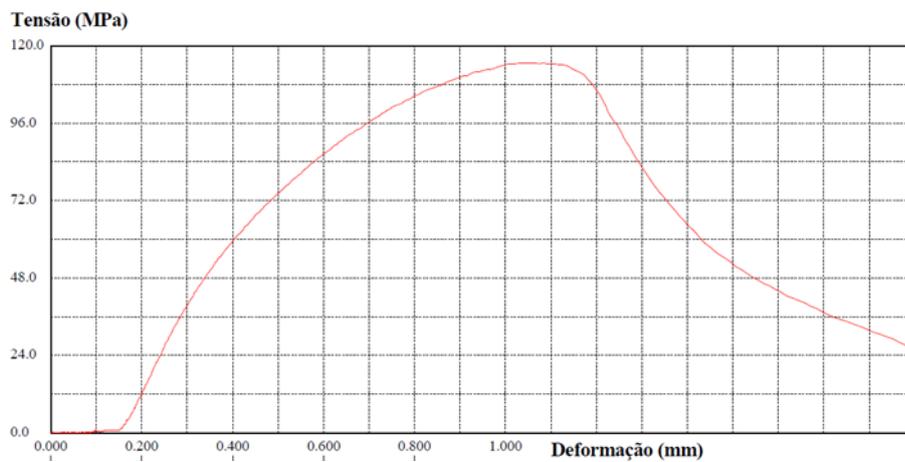
CORPO DE PROVA 01



CORPO DE PROVA 02



CORPO DE PROVA 03



Gráficos dos resultados dos ensaios de flexão em 3 pontos para o compósito de liga de alumínio AA6061 reforçado com 15% de escória de alto forno a carvão coque produzida via metalurgia do pó.
Fonte: Autor